



CAMILA SOLA RUIZ

Avaliação da Tixotroconformabilidade de Ligas Al–Si–Cu produzidas via refino de grão

06/2014

CAMPINAS
2014



**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA**

CAMILA SOLA RUIZ

**Avaliação da Tixotrofia de Ligas
Al-Si-Cu produzidas via refino de grão**

Orientador: Prof.Dr.Eugênio José Zoqui

Dissertação de Mestrado apresentada à Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na Área de Materiais e Processos de Fabricação.

ESTE EXEMPLAR CORRESPONDE À VERSÃO
FINAL DA DISSERTAÇÃO DEFENDIDA PELA
ALUNA CAMILA SOLA RUIZ E ORIENTADA
PELO PROF. DR. EUGÊNIO JOSÉ ZOQUI

ASSINATURA DO ORIENTADOR

CAMPINAS
2014

Ficha catalográfica
Universidade Estadual de Campinas
Biblioteca da Área de Engenharia e Arquitetura
Rose Meire da Silva – CRB 8/5974

R859a Ruiz, Camila Sola, 1979-
Avaliação da tixoconformabilidade de ligas Al-Si-Cu produzidas via refino de grão / Camila Sola Ruiz. – Campinas, SP: [s.n.], 2014

Orientador: Eugênio José Zoqui.
Dissertação (mestrado) – Universidade Estadual de Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica.

1. Mecânica dos sólidos. 2. Ligas de alumínio. I. Zoqui, Eugênio José. 1965-. II. Universidade Estadual de Campinas. Faculdade de Engenharia Mecânica. III. Título.

Informações para Biblioteca Digital

Título em outro idioma: Evaluation of thixoformability of Al-Si-Cu alloys for the thixoforming technology by grain refiner.

Palavras-chave em Inglês:

Solid mechanics

Aluminum alloys

Área de concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Titulação: Mestra em Engenharia Mecânica

Banca examinadora:

Eugênio José Zoqui [Orientador]

João Batista Fogagnolo

Angel Sánchez Roca

Data da defesa: 10/06/2014

Programa de Pós Graduação: Engenharia Mecânica

**UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA MECÂNICA
COMISSÃO DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MANUFATURA E MATERIAIS**

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**Avaliação da Tixotrofia de Ligas
Al-Si-Cu produzidas via refino de grão**

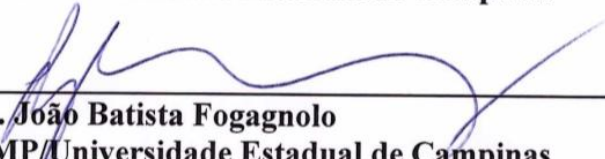
Autor: Camila Sola Ruiz

Orientador: Prof.Dr.Eugênio José Zoqui

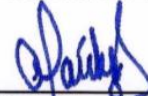
A Banca Examinadora composta pelos membros abaixo aprovou esta Dissertação:



Prof. Dr. Eugênio José Zoqui, Orientador
UNICAMP/Universidade Estadual de Campinas



Prof. Dr. João Batista Fogagnolo
UNICAMP/Universidade Estadual de Campinas



Prof. Dr. Angel Sánchez Roca
Universidad del Oriente/ Santiago de Cuba

Campinas, 10 de Junho de 2014.

Dedicatória

Dedico este trabalho aos meus pais João Adão Sola Ruiz (memória) e Nubia Maria Sola Ruiz por todo incentivo e apoio em todas as minhas escolhas e decisões.

Agradecimentos

Agradeço primeiramente a Deus, por me dar saúde, disposição e sempre estar ao meu lado nesse longo processo.

As minhas irmãs Nilba Katiane Sola Paduim e Tâmara Sola Ruiz, também a minha sobrinha Fernanda Katiane Sola Paduim que sempre me incentivaram a seguir em frente, pela parceria, carinho e força nos momentos difíceis.

As minhas amigas Camila Katsumata Zavan, Leiga Mariana Queiroz e Luciana Silva de Araujo, que dividiram comigo as etapas do processo e torceram por mim.

Agradeço ao meu marido Cristiano Aparecido Nunes por estar ao meu lado, pela paciência e atenção.

Gostaria de deixar aqui, os meus mais sinceros agradecimentos a todos que me apoiaram durante a realização deste trabalho:

Ao Prof. Eugênio José Zoqui pela orientação e dedicação.

Ao Luis Vanderlei Torres, Luciano Augusto Lourençato, Davi Munhoz Benati, Jorge Ayrton da Silva, Fernando Cardoso de Aguiar, Miguel Borodiak, Alex Sandro Felipe de Moraes, Cleber Geovanni Ramos Figueira, Marcelo Paes pela amizade, pela ajuda imprescindível na realização de vários experimentos e pela oportunidade da convivência, meu muito obrigado.

**“O homem não teria
alcançado o possível, se inúmeras
vezes não tivessem tentando atingir
o impossível”.**

(Max Weber)

Resumo

RUIZ, Camila Sola, Avaliação da Tixoconformabilidade de Ligas Al-Si-Cu produzida via refino de grão Campinas: Faculdade de Engenharia Mecânica Campinas, 2014.

O objetivo para este trabalho foi avaliar a tixoconformabilidade de ligas Al-Si-Cu produzidas via refino de grão, abrangendo desde a obtenção das ligas tixofundidas até sua completa caracterização em termos de metalografia colorida e convencional no comportamento viscoso. Ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu foram produzidas via refino de grãos utilizando o refinador Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B. Os materiais foram submetidos a tratamentos térmicos de reaquecimento pelos tempos de 0s e 210s, para duas condições de frações sólidas, 45% e 60%. As ligas contendo 2,0wt%Si, 3,0wt%Si, 4,0wt%Si e 7,0wt%Si mostraram-se bastante próximas em termos de viscosidade aparente, no entanto, a liga com 4,0wt%Si apresentou melhor desempenho em termos de globularização. Já a liga contendo 7,0wt%Si mostrou-se dendrítica para todas as condições estudadas, o que dificulta sua aplicação nos processos de tixoconformação

Palavras Chave: Mecânica dos sólidos, ligas de alumínio.

Abstract

RUIZ, Camila Sola, Evaluation of Thixoformability of Al–Si–Cu alloys, for the thixoforming technology by grain refiner, Campinas: Faculty of Mechanical Engineering, State University of Campinas, 2014.

The target for this work was the analyses to evaluate the thixoformability of Al–Si–Cu alloys produced by grain refining, including the thixocasting of all alloys and their complete characterization in terms of color metallography and conventional on rheological behavior Al–2.0wt%Si–2.5wt%Cu , Al–3.0wt%Si–2.5wt%Cu , Al–4.0wt%Si–2.5wt%Cu and Al–7.0wt%Si–2.5wt%Cu alloys were produced by refining by addition of Al–5.0wt%Ti–1.0wt%B master alloy. The materials were submitted to pre-heating treatment for 0s and 210s in two conditions, 45% and 60% of solid fraction. 2.0wt%Si, 3.0wt%Si, 4.0wt%Si and 7.0wt%Si alloys showed very similar results for apparent viscosity; however the 4.0wt%Si alloy showed better performance in terms of globularization

Key Words: Solid mechanics, Aluminum alloys.

Lista de Ilustrações:

Figura 2.1. de fases Al–Si. Em destaque, microestrutura da liga fundida A356, composta por α (fase clara) e eutético Al–Si (fase escura) (Adaptado de MONDOLFO,1976).	8
Figura 2.2: Ilustração esquemática da evolução estrutural de uma partícula durante a solidificação com agitação vigorosa (Adaptado de Flemings, 1991).	12
Figura 2.3: Esquema da evolução de uma estrutura dendrítica durante a globularização: a) grão com os fragmentos dendríticos iniciais; b) fusão parcial dos contornos de grão e contornos interdendríticos; c) globularização dos braços dendríticos (Adaptado de ZOQUI, 2001; TORRES, 2009).	14
Figura 2.4. Variação da viscosidade de uma liga Pb–15,0wt%Sn em função da fração sólida, para diferentes taxas de cisalhamento (Adaptado de Spencer, Mehrabian e Flemings, 1972).	24
Figura 2.5. Variação da viscosidade da liga A356 reofundida sob agitação eletromagnética de 1200W em função da taxa de cisalhamento, para diferentes tempos de tratamento térmico de reaquecimento à 580°C, para fração sólida de 45% (Adaptado de Zoqui, 2001; TORRES, 2009).	26
Figura 2.6: Estrutura de uma liga A356 tixofundida sob agitação eletromagnética de 1200W, reaquecida à 580°C e mantida nesta condição durante 600s: a) metalografia colorida mostrando os grãos da amostra; b) micrografia mostrando os glóbulos de fase primária (Adaptado de ZOQUI, 2001).	27
Figura 2.7: Curva ilustrativa de um pico de fusão para um ensaio de DSC (Adaptado de Lecomte-Beckers et al., 2004).	30
Figura 2.8: Área sob a curva de um pico esquemático para um ensaio de DSC representando o cálculo da fração líquida (Adaptado de Lecomte-Beckers et al., 2004:).	30
Figura 3.1: Fluxograma para preparação e caracterização das ligas Al–Xwt%Si–2,5wt%Cu.	33
Figura 3.2: Lingoteiras de aço usadas para o vazamento das ligas propostas: a) esquema mostrando as dimensões das lingoteiras; b) arranjo para simular o lingotamento contínuo.(Adaptado de Benati, 2009).	35
Figura 3.3: Equipamento empregado nos ensaios de compressão a quente: a) detalhe da amostra antes da compressão a quente; b) detalhe da amostra imediatamente após a compressão (Adaptado de Naldi, 2012).	38
Figura 3.4: Matrizes utilizadas na realização dos ensaios de tixoforjamento (Adaptado de Torres, 2009).	39
Figura 3.5: Forno indutivo utilizado nos tratamentos térmicos de globularização. (Adaptado de Torres, 2009).	40
Figura 3.6: Dimensões finais das peças tixoforjadas e dimensões dos corpos de prova para os ensaios de tração.	42
Figura 3.7: Ilustração indicando região selecionado para retirar as amostrar para o ensaio de porosidade; (Adaptado de Lourençato , 2008)	44
Figura 4.1: Metalografia colorida das ligas fundidas: (a) Al–2,0wt%Si–2,5wt%Cu, (b) Al–3,0wt%Si–2,5wt%Cu, (c) Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu e (d) Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu.	47

Figura 4.2: Metalografia convencional das ligas fundidas: (a) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, (b) Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, (c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu e (d) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.	48
Figura 4.3: Curvas da fração líquida <i>versus</i> temperatura para cada liga Al-Si-Cu estudada obtidas através do ensaio de DSC.	50
Figura 4.4: Curva da temperatura fração sólida estimada pelo <i>software</i> Thermo-Calc® para a liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.	52
Figura 4.5: Metalografia colorida da liga tixoforjada Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.	55
Figura 4.6: Metalografia colorida da liga tixoforjada Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.	56
Figura 4.7: Metalografia colorida da liga tixoforjada Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.	57
Figura 4.8: Metalografia colorida da liga tixoforjada Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.	58
Figura 4.9: Metalografia convencional da liga tixoforjada Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.	61
Figura 4.10: Metalografia convencional da liga tixoforjada Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.	62
Figura 4.11: Metalografia convencional da liga tixoforjada Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.	63
Figura 4.12: Metalografia convencional da liga tixoforjada Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.	64
Figura 4.13: Metalografia convencional da liga tixoforjada Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs no tempo de tratamento em 210s. a) com filtro branco e preto, (b) sem filtro.	64
Figura 4.14: Curvas da deformação <i>versus</i> tensão das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s, 210s para 45 % de fração sólida: a) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, b) Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e d) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.	70
Figura 4.15: Curvas da deformação <i>versus</i> tensão das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s para 60 % de fração sólida: a) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, b) Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e d) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.	71
Figura 4.16: Curvas da taxa de cisalhamento <i>versus</i> viscosidade aparente das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s para 45 % de fração sólida: a) Al-2,0wt%Si-	

2,5wt%Cu–0,5wt%Mg, b) Al–3,0wt%Si–2,5wt%Cu, c) Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg e d) Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg.	73
Figura 4.17: Curvas da taxa de cisalhamento <i>versus</i> viscosidade aparente das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s para 60 % de fração sólida: a) Al–2,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg, b) Al–3,0wt%Si–2,5wt%Cu, c) Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg e d) Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg.....	74
Figura 4.18: Peça inicial obtida nos ensaios de tixoforjamento para comparação das medidas finais, amostra antes de ser tixoforjada e após o ensaio. (NALDI 2011).	76
Figura 4.19: Média de força aplicada no fechamento da matriz.	77
Figura 4.20: Peças tixoforjadas das ligas Al–2,0wt%Si–2,5wt%Cu, das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s para 45% e 60% de fração sólida: a) 0s com fs45%, b) 210s com fs45%, c) 0s com fs60%, e d) 210s com fs60%.....	78
Figura 4.21: Peças tixoforjadas das ligas Al–3,0wt%Si–2,5wt%Cu, das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s para 45% e 60% de fração sólida: a) 0s com fs45%, b) 210s com fs45%, c) 0s com fs60%, e d) 210s com fs60%.....	79
Figura 4.22: Peças tixoforjadas das ligas Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu, das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s para 45% e 60% de fração sólida: a) 0s com fs45%, b) 210s com fs45%, c) 0s com fs60%, e d) 210s com fs60%.....	80
Figura 4.23: Peças tixoforjadas das ligas Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu, das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s para 45% e 60% de fração sólida: a) 0s com fs45%, b) 210s com fs45%, c) 0s com fs60%, e d) 210s com fs60%.....	81

Lista de Tabelas:

Tabela 1.1: Classes das ligas de alumínio de acordo com sua composição química.	6
Tabela 3.1: Composição química das ligas base conforme especificação dos fabricantes. ..	34
Tabela 3.2: Balanço de massa das ligas base para o preparo das ligas tixofundidas. (Adaptado de Benati, 2009).....	35
Tabela 4.1: Composição química, em wt%, das ligas conforme análise de fluorescência de raio-X. Destaque para os principais elementos de liga presentes, Si e Cu.	45
Tabela 4.2: Tamanho de grão e de glóbulo das ligas fundidas.....	49
Tabela 4.3: Temperatura <i>liquidus</i> (<i>T_l</i>) e temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60% obtidas através dos ensaios de DSC.	51
Tabela 4.4: Comparação entre as Temperaturas liquidus e temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60% obtidas através de simulações no <i>software</i> Thermo-Calc® e DSC.	52
Tabela 4.5: Temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60% empregadas nos ensaios de tratamento térmico e compressão a quente.	53
Tabela 4.6 Tamanho médio de glóbulo primário (TGI), Tamanho médio de grão (TGr) fator de forma (SF) e <i>Rheocast Quality Index</i> (RQI) para cada condição de ensaio proposta.	67
Tabela 4.7: Dimensão inicial dos corpos de prova.....	76
Tabela 4.8: Valores do tratamento térmico do material (TT) da tensão limite de escoamento (σ_e), alongamento (E) e limite de resistência à tração (LRT) da liga para cada condição de ensaio proposto.....	83
Tabela 4.9: Medidas das massas por metodologia de Arquimedes.....	85

Lista de Abreviaturas e Siglas:

Letras Latinas

A_a	área da entidade avaliada	[μm]
C_{aa}	quantidade de contatos sólido-sólido na estrutura semissólida	
C_{aL}	quantidade de contatos sólido-líquido na estrutura semissólida	
C_L	concentração de soluto no líquido	
C_S	concentração de soluto no sólido	
C_s	contiguidade da fase sólida	
C_{sfs}	contiguidade por volume	
d_0	diâmetro inicial	[mm]
e	deformação de engenharia	
F	força	[N]
H_0	altura inicial	[mm]
H	altura instantânea	[mm]
k	coeficiente de redistribuição de soluto	
m	constante de proporcionalidade	
n	<i>Power-Law Index</i>	
P_a	perímetro da entidade avaliada	[μm]
t	tempo	[s]
T_4	tratamento térmico de solubilização e envelhecimento naturais	
T_6	tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificiais	
T_0	temperatura inicial	[°C]
T	temperatura	[°C]
T_L	temperatura <i>liquidus</i>	[°C]
T_F	temperatura de fusão	[°C]
V	volume	[mm ³]

Letras Gregas

α	solução sólida	
γ	taxa de cisalhamento	[s ⁻¹]
μ	viscosidade	[Pa.s]
σ	tensão normal	[MPa]
τ	tensão de cisalhamento	[MPa]

Abreviações

cp	comercialmente puro	
fl	fração líquida	
fs	fração sólida	
GLS	<i>globule size</i> (tamanho de glóbulo)	[μm]
GS	<i>grain size</i> (tamanho de grão)	[μm]
SF	<i>shape factor</i> (fator de forma)	
wt%	<i>weight percent</i>	

Siglas

ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
DEF	Departamento de Engenharia de Fabricação
DEMa	Departamento de Engenharia de Materiais
DSC	<i>Differential Scanning Calorimetry</i>
FEM	Faculdade de Engenharia Mecânica
FPC	Fusão Parcial Controlada
MHD	<i>Magneto-hydrodynamic</i>
MIT	<i>Massachusetts Institute of Technology</i>
NRC	<i>New Rheocasting Process</i>
PIM	<i>Pressure Induction Melting</i>
RQI	<i>Rheocast Quality Index</i>
SEED	<i>Swirled Enthalpy Equilibration Device</i>
SIMA	<i>Strain-induced Melt Activation</i>
SSM	<i>Semi-solid Metal</i>
UNICAMP	Universidade Estadual de Campinas

ÍNDICE

AGRADECIMENTOS	I
RESUMO.....	I
ABSTRACT	I
1. APRESENTAÇÃO	1
1.1. INTRODUÇÃO	1
1.2. OBJETIVOS.....	3
1.3. ORGANIZAÇÃO	4
2. REVISÃO DA LITERATURA	5
2.1. ALUMÍNIO: CONCEITOS GERAIS	5
2.1.1. LIGAS TRABALHADAS.....	6
2.1.2. ELEMENTOS DE LIGAS	9
2.2. CONCEITOS GERAIS DE REOFUNDIÇÃO E TIXOCONFORMAÇÃO	10
2.2.1 TIXOFUNDIÇÃO OU TIXOINJEÇÃO	16
2.2.2 TIXOEXTRUSÃO	17
2.2.3 TIXOFORJAMENTO.....	18
2.3. CARACTERIZAÇÃO DO COMPORTAMENTO REOLÓGICO.....	22
2.4. CARACTERIZAÇÃO METALÚRGICA DE ESTRUTURAS SEMISSÓLIDAS	26
2.5. TRANSFORMAÇÃO DE FASE (CARACTERIZAÇÃO VIA DSC)	28
2.6. CARACTERIZAÇÃO DE POROSIDADE (VIA MÉTODO DE ARQUIMEDES).....	31
3. MATERIAIS E MÉTODOS.....	32
3.1. PRODUÇÃO DAS LIGAS	34
3.2. ANÁLISES DE DSC E SIMULAÇÃO VIA SOFTWARE THERMO-CALC®	36
3.3. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	36
3.4. ENSAIOS DE COMPRESSÃO A QUENTE.....	37
3.5. MONTAGEM DO SISTEMA DE TIXOFORJAMENTO EM PRENSA EXCÊNTRICA.....	39
3.5.1. ENSAIO DE TIXOFORJAMENTO EM PRENSA EXCÊNTRICA.....	41
3.6. ENSAIO DE TRAÇÃO	42
3.7. ENSAIO DE POROSIDADE	43
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES	44
4.1. PRODUÇÕES DE NOVAS LIGAS AL-Si-Cu	45
4.2. AVALIAÇÕES DAS TEMPERATURAS DE TRABALHO	49
4.3. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	53
4.3.1. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL - METALOGRAFIA COLORIDA.....	54
4.3.2. CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL POR METALOGRAFIA CONVENCIONAL	60
4.3.3. CARACTERIZAÇÃO ANALÍTICA MICROESTRUTURAL.....	67
4.4. CARACTERIZAÇÃO DA VISCOSIDADE (ENSAIO DE COMPRESSÃO A QUENTE)	69
4.4.1. TENSÃO.....	69
4.4.2. VISCOSIDADE APARENTE.....	73
4.5. PRÉ-ENSAIOS DE TIXOFORJAMENTO	75

4.5.1. TIXOFORJAMENTO EM PRENSA EXCÊNTRICA	76
4.6. COMPORTAMENTOS MECÂNICO EM TRAÇÃO	83
4.7. ENSAIO DE POROSIDADE	85
5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	87
6. REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICAS	91

1. APRESENTAÇÃO

Desenvolveu-se para este trabalho uma análise referente à viabilidade da utilização das ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu, com diferente teor de silício, de 2wt%Si, 3wt%Si, 4wt%Si e 7wt%Si, produzidas via lingotamento direto e utilizando ultra-refino, na obtenção da matéria prima para processos de tixoconformação. Avaliou-se ainda o efeito do tixoforjamento no conjunto de equipamento (prensa excêntrica) dos materiais mencionados em termos de comportamento mecânico do produto final. Para este capítulo são introduzidos alguns tópicos relevantes desta dissertação, bem como os objetivos esperados.

1.1. Introdução

Muito se tem discutido, referente à necessidade na redução de energia aplicada nas várias etapas dos processos de fabricação, visando o melhor desempenho dos custos nas indústrias, neste caso buscando a diminuição das etapas envolvidas na fabricação, com aplicação continua de melhorias, mantendo a qualidade dos produtos obtidos ao final do processo produtivo.

O estudo do comportamento reológico do material no estado de conformação semissólida é de fundamental importância para o processo abordado neste trabalho na condição de reofundição e tixoconformação em ligas de alumínio-silício.

Há tempos, observa-se a utilização das ligas de alumínio em produtos com diversas aplicações, sendo elas aeroespaciais, automotivas, hospitalares, etc, demonstrando o crescimento no mercado. Por esse motivo, os processos de reofundição e tixoconformação têm ganhado mercado e importância nos últimos anos. A conformação semissólida, ou tixoconformação, nada mais é do que o processamento de peças metálicas a partir de materiais parcialmente solidificados, ou semissólidos; este material em estado de pasta metálicas apresenta características estruturais particulares, sendo constituídas de sólido primário globular envolto por líquido. Difere, portanto, dos processos convencionais de fundição e conformação, seja no aspecto de processamento, por

utilizar material parcialmente solidificado, seja no aspecto morfológico, por apresentar estruturas da fase primária globulares ao invés das tradicionais dendritas (SPENCER, MEHRABIAN e FLEMINGS, 1972; FLEMINGS, RIEK e YOUNG, 1976).

Os processos envolvendo metais semissólidos competem que com outros processos convencionais no tocante à manufatura de componentes para a indústria militar, aeroespacial e mais maciçamente para a indústria automobilística. Na Europa, são produzidas peças como componentes de suspensão, suportes para motores e tubulação para injeção de combustível para indústrias do ramo automobilístico como Alfa Romeo, Fiat, Peugeot e Renault. Nos EUA, a produção inclui ainda componentes mecânicos para bicicletas e veículos de neve, enquanto na Ásia há uma concentração na produção de eletrônicos como *cases* para *notebooks* e componentes para rede elétrica, particularmente empregando ligas de magnésio em processos de tixofundição (GARAT, MAENNER e SZTUR, 2000; YOUNG e EISEN, 2000).

Dentre as matérias-primas empregadas nos processos de tixoconformação, segundo levantamento de Chiarmetta (2000), as ligas fundidas de alumínio, especialmente as ligas Al-Si, são as mais representativas, ocupando cerca de 95% de todas as aplicações; o grande uso dessas ligas se deve principalmente a características como, excelente fundibilidade, versatilidade quanto ao processo de fundição a ser adotado e boas respostas em termos de resistência mecânica.

O alumínio é o terceiro elemento mais abundante encontrado na natureza, depois do oxigênio e do silício, representa cerca de 8% da crosta terrestre. A obtenção do alumínio é feita a partir da bauxita, minério mais importante para sua produção, sendo o Brasil possuidor da terceira maior reserva mundial desta, cujo potencial é da ordem de 2,5 bilhões de toneladas. Em 2006, um total de 46 países produziu aproximadamente 34 milhões de toneladas de alumínio primário, tendo o Brasil ocupado a sexta posição entre os maiores produtores mundiais, com uma produção de aproximadamente 1,6 milhões de toneladas/ano. Além da terceira maior jazida de bauxita do planeta, o Brasil é o quarto maior produtor de alumina e ocupa a quinta colocação na exportação de alumínio primário/ligas (ABAL, 2007).

A reciclabilidade é outro dos principais atributos do alumínio e reforça a vocação de sua indústria para a sustentabilidade em termos econômicos, sociais e ambientais. O alumínio pode ser reciclado infinitas vezes sem perder suas características no processo de reaproveitamento, ao contrário de outros materiais; utensílios domésticos, latas de bebidas, esquadrias de janelas, componentes automotivos, entre outros, podem ser fundidos e empregados novamente na fabricação de novos produtos. Ainda segundo ABAL (2007), a reciclagem do alumínio representa uma combinação única de vantagens: economiza recursos naturais, energia elétrica – no processo,

consome-se apenas 5% da energia necessária para produção do alumínio primário – além de oferecer ganhos sociais e econômicos.

Assim sendo, a realização de um estudo mais amplo sobre as características de obtenção e comportamento de novas ligas Al-Si para tixoconformação é um tema extremamente interessante, seja considerando o atual cenário de progresso dos processos de tixoconformação, seja considerando a importância do alumínio e suas ligas para o mercado metalúrgico brasileiro e mundial.

1.2. Objetivos

Para os materiais tixoconformáveis emprega-se grande parte as ligas da família Al-Si com pelo menos 6,0wt%Si. Uma liga fundida de alumínio A380.1 (com teor de Si entre 7,5wt% e 9,5wt% e cobre entre 3,0wt% e 4,0wt%) custa cerca de 9% menos que o alumínio primário (alumínio comercialmente puro, com aproximadamente 99,7wt%Al), enquanto uma liga A356.0 específica para tixoconformação custa cerca de 55% mais que o alumínio primário. Tendo em vista a grande demanda por matérias-primas que viabilizem economicamente a expansão dos processos de tixoconformação, o desenvolvimento de ligas tixoconformáveis com menores custos é um passo fundamental para a ampliação de fornecedores de matéria-prima e, conseqüentemente, para a evolução desta tecnologia em escala industrial (LME, 2007; CHIARMETTA, BARDI e EVANGELISTA, 2000b *apud* ZOQUI, GRACCIOLLI e LOURENÇATO, 2008).

O objetivo geral da presente dissertação é aplicação de um protocolo de avaliação dos parâmetros de tixoconformabilidade, ou seja, uma metodologia para a produção e desenvolvimento de matérias-primas – apresentado em Zoqui e Paes (2005) – para ligas Al-Si-Cu, com o intuito de avaliar tais ligas para aplicações específicas e, na medida do possível, apontar alternativas de menores custos para matérias-primas já existentes.

De maneira geral, os objetivos deste trabalho tratam do estudo de novas ligas específicas para tixoconformação, propondo-se então a contribuir para o preenchimento de tal lacuna de matérias-primas no mercado. Do mesmo modo, espera-se observar o efeito do teor de silício em todas as etapas de produção e desenvolvimento das novas ligas Al-Si-Cu estudadas, permeando-se na hipótese de que ligas tixofundidas com baixos teores de silício apresentam comportamento reológico semelhante a ligas com maiores teores de silício; o efeito da adição de 2,5wt%Cu

também é alvo de estudo, fornecendo dados que, em trabalhos futuros, poderão ser empregados para confrontar os resultados obtidos em termos de mudanças microestruturais e comportamento viscoso com outros trabalhos prévios do Grupo de Tixoconformação que abordam ligas Al–Si–Mg (PAES, 2004; ZOQUI, LOURENÇATO e BENATI, 2009), Al–Si–Cu–Mg (TORRES, 2013) e Al–Cu (ZOQUI, 1995), gerando assim uma gama de novas ligas Al–Si tixoconformáveis e suas respectivas características e propriedades reológicas.

1.3. Organização

Para esse trabalho apresenta-se na sequência, o Capítulo 02, os conceitos utilizados para o desenvolvimento do processo de cada etapa adotada nesta pesquisa, no qual está a visão geral das ligas Al–Si e Al–Si–Cu, principais meios de obtenção da matéria-prima empregada na tixoconformação, características de escoamento destes materiais, tópicos de tixoconformação e reofundição, caracterização microestrutural e ensaios de *Differential Scanning Calorimetry* (DSC).

O Capítulo 03 faz menção dos materiais e métodos empregados neste trabalho, produção e caracterização das novas ligas tixoconformáveis, particularidades dos ensaios de DSC, emprego do *software* Thermo-Calc[®], caracterização microestrutural das ligas estudadas, tratamentos térmicos, testes de compressão a quente das ligas estudadas, ensaio de tração e análise de porosidade.

Para o Capítulo 04, encontram-se os resultados obtidos com discussões acerca das características microestruturais encontradas, bem como as características de escoamento das ligas, com destaque para as caracterizações de tamanho de grãos, tamanho de glóbulo primário, e cálculos do *Rheocast Quality Index* (RQI), além das caracterizações de tensão média e tensão máxima de escoamento e viscosidade aparente de todas as ligas em todas as condições estudadas.

No Capítulo 05 contém as conclusões dos resultados obtidos e sugestões para futuros trabalhos ligadas a esta área de pesquisa.

2. REVISÃO DA LITERATURA

Neste capítulo menciona-se de forma sintética, os principais conceitos e teorias que pautam as discussões, contidas nesta dissertação. Trás na sequência as ligas de alumínio Al-Si-Cu e seu comportamento ao longo do processo de ensaio e análise. Assim como, os meios de obtenção da matéria-prima empregada na tixoconformação, as características de escoamento destes materiais, em função do tratamento térmico em frações sólidas de 45% e 60% nos tempos de 0 segundo e 210 segundos, os processos de tixoconformação, além de tópicos sobre microestruturas reofundidas e tixofundidas, considerações sobre os ensaios de DSC e porosidade.

2.1. Alumínio: conceitos gerais

O alumínio em seu estado mineral é um dos elementos mais abundantes na terra e muito utilizado no mercado industrial, suas aplicações só são menores que as dos aços. Um dos aspectos que tornam as ligas de alumínio tão atraentes, como materiais de construção mecânica, é o fato de o alumínio poder combinar-se com a maioria dos metais de engenharia. A descoberta do “envelhecimento”, das ligas que contêm magnésio e silício conduziu ao desenvolvimento das principais ligas estruturais utilizadas hoje na engenharia. Com essas associações, é possível obter características tecnológicas ajustadas de acordo com a aplicação do produto final.

O alumínio constitui um dos grupos de materiais metálicos mais versáteis, econômicos e atrativos dentre todos os metais usualmente conhecidos. O alumínio possui uma densidade de $2,7\text{g/cm}^3$, aproximadamente um terço da densidade do aço, o que somado à sua elevada resistência mecânica o torna bastante útil na construção de estruturas móveis, como veículos e aeronaves. Além disso, o alumínio não é ferromagnético, possui elevada condutividade térmica e elétrica, é atóxico e, com determinados tratamentos e/ou elementos de liga, pode se tornar resistente à corrosão em meios bastante agressivos (ABAL, 2007).

A aplicação na área industrial é crescente, a partir de obtenção das excelentes combinações das propriedades do alumínio. Sua aplicação e viabilidade comercial se dão, devido à possibilidade de ser manufaturado por diversos processos metalúrgicos convencionais.

As ligas de alumínio são divididas em duas categorias, as ligas trabalhadas, destinadas a trabalho mecânico (forjamento, laminação, extrusão, entre outros), e as ligas fundidas destinadas à produção de componentes via fundição. Cada uma delas subdivide-se em diversas classes de acordo com sua composição, conforme Tabela 1.1 (ROOY, 1992):

Tabela 1.1: Classes das ligas de alumínio de acordo com sua composição química.

Ligas trabalhadas	Ligas fundidas
1xx.x: Alumínio comercialmente puro	1xx.x: Alumínio comercialmente puro
2xxx: Cobre	2xx.x: Cobre
3xxx: Manganês	3xx.x: Silício com adição de cobre e/ou magnésio
4xxx: Silício	4xx.x: Silício
5xxx: Magnésio	5xx.x: Magnésio
6xxx: Magnésio e silício	7xx.x: Zinco
7xxx: Zinco	8xx.x: Estanho
8xxx: Outro elemento	9xx.x: Outro elemento

2.1.1. Ligas trabalhadas

As ligas trabalhadas são divididas em cinco grupos baseados nos métodos de produção aplicados e nas configurações geométricas do produto o qual se deseja obter ao final do processo.

Produtos laminados planos (folhas, placas, chapas, etc.); barras, vergalhões e fios; produtos tubulares; perfis e forjados. Os principais empregos destas ligas vão desde aplicações gerais como carrocerias de ônibus e furgões, utensílios domésticos, embarcações, calhas, forros, construção civil e fachadas, até fins mais específicos como equipamentos para a indústria alimentícia, química, de bebidas e confecção de peças sujeitas aos mais elevados esforços mecânicos na indústria aeronáutica, militar, máquinas e equipamentos, moldes para injeção de plástico e estruturas (CAYLESS, 1992; TORRES, 2009).

2.1.2. Ligas fundidas

As ligas fundidas de alumínio são as mais versáteis dentre todas as ligas convencionais de fundição, e, geralmente, possuem as maiores fundibilidades. Assim como os materiais não

ferrosos, as ligas de alumínio possuem grandes vantagens, tais como boa fluidez para preencher seções delgadas, baixo ponto de fusão comparado à maioria dos demais metais, rápida transferência de calor do alumínio fundido para o molde, gerando menores ciclos de processo, estabilidade química, boa superfície do material bruto de fusão com superfície brilhante e poucos defeitos, entre outros. (KEARNEY E ROOY, 1992; TORRES, 2009).

O alumínio é um dos poucos metais que pode ser aplicado em todos os tipos de processos de fundição usualmente adotados para a fundição de metais. Dentre estes processos, os de maior aplicação comercial são; fundição sob pressão, fundição em coquilha, fundição em areia, entre outros. As ligas empregadas nas aplicações gerais de engenharia frequentemente contêm silício para melhorar suas características de fundição, tais como fluidez (no vazamento) e resistência a trincas de contração (quando o metal quente se solidifica e se contrai). O cobre também é frequentemente utilizado como um elemento de liga para proporcionar maior dureza e resistência, exigidas em serviço. (ROOY, 1992).

As ligas Al-Si-Cu são as mais empregadas dentre as ligas de fundição – ligas com maior teor de silício, são geralmente empregadas para fundições mais complexas, para fundições sob pressão e em coquilha, que exigem o uso de técnicas mais precisas para evitar problemas como fragilização das ligas. Ligas com teores de cobre maiores que 3% ou 4% são tratáveis termicamente, mas geralmente os tratamentos térmicos são aplicados somente em ligas que contêm também Mg, uma vez que este torna a liga mais suscetível ao tratamento térmico. Ligas Al-Mg apresentam maiores problemas na fundição, mas possuem boa resistência e ductilidade. Elas são amplamente utilizadas em ambientes agressivos, como peças e acessórios de navios. Ligas com altos teores de silício (maiores de 10%) sofrem pouca expansão térmica, o que configura uma vantagem em algumas aplicações que exigem altas temperaturas (ROOY, 1992).

As ligas fundidas de alumínio são baseadas no mesmo sistema de classificação adotado para as ligas trabalhadas, são reforçáveis pelos mesmos mecanismos (exceto por endurecimento, por deformação a frio ou encruamento) e são analogamente classificadas em ligas não tratáveis e tratáveis termicamente. A grande diferença consiste no fato das ligas fundidas possuírem teores de silício muito maiores do que os encontrados na maioria das ligas trabalhadas. Ligas fundidas de alumínio devem conter, além de elementos de reforço, quantidades suficientes de elementos formadores de eutético (geralmente o silício) para que se tenha fluidez adequada para suplantar a contração que ocorre em praticamente todos os fundidos (ROOY, 1992).

O comportamento do sistema alumínio-silício provê a formação de um eutético simples, o qual torna possível a viabilidade comercial da maioria das ligas fundidas de alumínio. Os teores de

silício, variando de 4% até o nível eutético, em cerca de 12%, reduzem refugos, permitem a produção de peças mais complexas com grandes variações de seção e geram fundidos com muito mais qualidade interna e superficial. Tais benefícios são oriundos dos efeitos do silício no aumento da fluidez, redução de trincas e melhora das condições de alimentação, minimizando as porosidades e trincas de contração (ROOY, 1992).

O sistema Al-Si forma um eutético simples, no qual as fases em equilíbrio são fase α e Si lamelar, conforme ilustra a Figura 2.1 a seguir. Este eutético pode ser modificado de lamelar a globular, com a adição de estrôncio e/ou sódio, o que melhora as características mecânicas do produto final. A solubilidade do silício no alumínio é baixa, variando de 0,01wt%Si à temperatura ambiente até 1,5wt%Si à 577°C. A temperatura de transformação eutética é aceita como sendo $577 \pm 1^\circ\text{C}$, e a composição do ponto eutético tem sido reportada como sendo $12,2 \pm 0,1\text{wt}\%\text{Si}$ (MONDOLFO, 1976; MURRAY e McALLISTER, 1984).

Os principais empregos destas ligas vão desde equipamentos para indústrias químicas, de alimentação, condutores elétricos, utensílios domésticos, moldes para artefatos de borracha, acessórios ornamentais de máquinas, equipamentos e componentes arquiteturais anodizados até peças submetidas a elevadas tensões na engenharia de aviação, marítima, de transporte, componentes complexos sob tensão, peças estruturais sob tensão e peças fundidas com seções finas como cabeçote de cilindros, corpo de válvulas, blocos de motores, camisa de água, união para mangueiras, acessórios para indústria de máquinas, construção civil, componentes de aviação e de mísseis, embarcações, entre outros (KEARNEY, 1992).

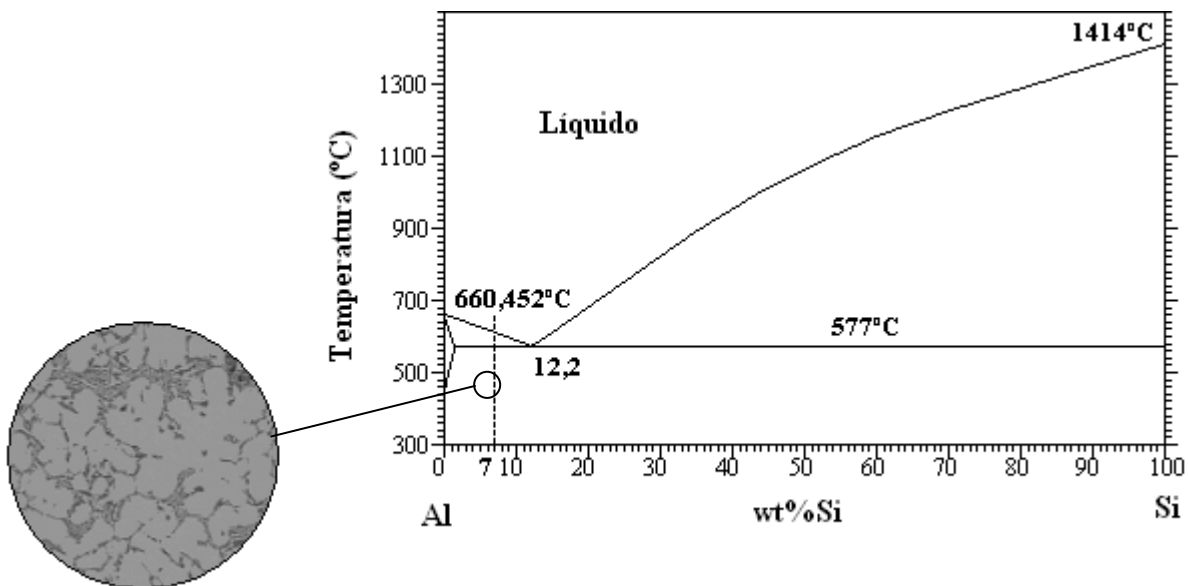


Figura 2.1. de fases Al-Si. Em destaque, microestrutura da liga fundida A356, composta por α (fase clara) e eutético Al-Si (fase escura) (Adaptado de MONDOLFO, 1976).

2.1.2. Elementos de ligas

Os principais elementos de liga são o silício, cobre, também está presente como refinadores de grãos, o titânio, a presença de ferro em pequena quantidade como impureza. A partir da verificação existente de cada elemento encontrado no material, é possível fazer um comentário breve dos elementos no comportamento final de ligas fundidas convencionais (ROOY, 1992):

- **Silício:** Sendo o elemento de liga mais acentuadamente empregado entre todas as composições de ligas de Al utilizadas em processos de fundição. Ligas comerciais apresentam composições que abrangem desde ligas hipoeutéticas até hipereutéticas com cerca de 25%Si ou mais. Em geral, uma faixa ótima de Si pode ser determinada para cada processo de fundição, de modo que para processos com baixas taxas de remoção de calor utiliza-se ligas com faixas de 5 a 7%Si, para fundição em coquilha de 7 a 9% e para fundição sob pressão na ordem de 8 a 12%. Adições de Si são também acompanhadas pela redução do peso específico e do coeficiente de expansão térmica. As bases para estas especificações apoiam-se na relação entre a taxa de resfriamento *versus* a fluidez e o efeito da porcentagem de eutético sobre a alimentação de metal líquido;
- **Cobre:** O cobre melhora substancialmente a dureza e resistência mecânica das ligas, seja em condição bruta de fusão, seja após tratamentos térmicos. Ligas contendo de 4 a 6% de cobre respondem melhor a tratamentos térmicos. O cobre comumente diminui a resistência geral à corrosão das ligas, em algumas composições e condições específicas, pode também diminuir a susceptibilidade à corrosão sob tensão com a adição de cobre ocorre à redução a resistência a trincas e diminuem a fluidez do metal líquido;
- **Titânio:** O Ti é empregado para refinar a estrutura de grãos em ligas fundidas de Al, frequentemente em uma combinação com pequenas quantidades de boro. O Ti é frequentemente aplicado em concentrações muito maiores do que as necessárias para o refino de grãos, com o intuito de reduzir tendências a trincas em ligas com composições que podem sofrer fragilização a quente;

2.2. Conceitos gerais de reofundição e tixoconformação

Na maior parte dos casos, as ligas industriais solidificam-se com estruturas dendríticas. As propriedades mecânicas dessas ligas podem ser melhoradas pela transformação de sua estrutura dendrítica em uma estrutura globular; a aplicação de tensões de cisalhamento na região semissólida leva à fragmentação dos braços dendríticos que se tornam pequenas partículas. A sucessiva redução da temperatura e aplicação de tensões causam deformações nas partículas, que se transformam em rosetas e então em formas globulares (PAHLEVANI, SALARFAR e NILI-AHMADABADI, 2004; FLEMINGS, 1991).

Como resultado, o semissólido se comporta como uma pasta tixotrópica, ou seja, a viscosidade da liga mostra uma dependência com o tempo e diminui em função do aumento das taxas de cisalhamento. Alternativamente, a pasta pode ser totalmente solidificada e depois parcialmente refundida sem agitação. Na aplicação de cisalhamento, esta reassume suas propriedades de fluido, e pode ser moldada sob pressão, forjada (tixoforjada), injetada (tixoinjetada) ou extrudada (tixoextrudada), de acordo com a composição sólido/líquido presente. (LAXMANAN e FLEMINGS, 1980). Em geral, para maiores frações de líquido, da ordem de 50% a 90%, dá-se a tixoinjeção, e para menores frações de líquido, da ordem de 10% a 50%, a tixoextrusão e o tixoforjamento. Vale lembrar que, nesta dissertação, convencionou-se chamar de “tixo” todos os processos em que a matéria-prima é totalmente solidificada e depois reaquecida para o processamento, reassumindo, desse modo, suas características tixotrópicas. Quando se tratou de situações para as quais as pastas tixotrópicas foram obtidas da transformação da fase líquida e, a partir daí, diretamente processadas sem a solidificação completa, chamou-se de “reo”; desse modo, é estabelecida uma clara diferença entre o tixoprocessamento (tixofundição, tixoconformação) e o reoprocessamento (reofundição, reoconformação).

As matérias-primas empregadas na tixoconformação, *Semi-solid Metal* (SSM), podem ser obtidas através de duas vias principais: processamento durante a solidificação e processamento posterior à solidificação; em ambos os grupos os processos visam a modificação da morfologia da microestrutura em formação ou já formada de dendrítica para globular. Nestes processos, a globularização apenas parcial já é suficiente, pois, em geral, os processos posteriores de tixoconformação implicarão em reaquecimento desta matéria prima à temperatura intermediária

entre *solidus* e *liquidus* para viabilizar a conformação, o que implicará na continuidade do fenômeno de globularização da fase primária. (FLEMINGS, 1991; ZOQUI, 2001).

Dentre os processos que ocorrem durante a solidificação, existe ainda uma subdivisão entre processos que interferem no crescimento e processos que interferem na nucleação. Os processos que interferem no crescimento atuam no líquido em solidificação, de maneira a inibir ou suprimir o crescimento dendrítico através de uma grande agitação, que gera a ruptura da estrutura já formada e sua globularização por mecanismos de redução de energia superficial – como resultado, têm-se glóbulos de fase primária envoltos por líquido. O material é então rapidamente resfriado para que haja a solidificação da fase líquida e, portanto, para que quando reaquecido, reassuma as propriedades de pasta tixotrópica. (FLEMINGS, 1991).

A formação da estrutura reofundida não dendrítica, depende fundamentalmente da quebra das dendritas em formação e de sua posterior esferoidização; contudo, a base para isto é a nucleação, inicialmente dendrítica. No caso da obtenção de reofundidos através de técnicas de agitação do líquido em solidificação este mecanismo de formação do núcleo dendrítico original compreende, em geral, os seguintes passos (FLEMINGS, 1991):

- Fratura inicial do ramo ou braço dendrítico em formação, devido ao intenso fluxo de líquido;
- Refusão da raiz dos braços dendríticos, devido ao acúmulo de soluto, através do mecanismo de *ripening*. O fluxo de metal líquido acelera a difusão de soluto envolvida neste mecanismo e, na ruptura completa do braço dendrítico, este mesmo fluxo se encarrega de remover o ramo dendrítico para longe do ramo original. Este fenômeno pode ser amplificado pela turbulência no líquido, gerado pela convecção térmica, pela tensão imposta a este braço devido aos possíveis dobramentos ou ainda por uma maior concentração de soluto na raiz dos braços dendríticos iniciais;
- Recristalização como resultado da tensão induzida pela turbulência do líquido, com uma penetração rápida deste, ao longo dos novos contornos de grão.

A combinação de todos estes mecanismos podem estar envolvidos concomitantemente, já que os mesmos não são excludentes. Tem-se, portanto, que a base para a formação da estrutura reofundida está no controle da nucleação dos primeiros sólidos dendríticos. O crescimento do braço ou ramo dendrítico, destacado da parede do molde continua de maneira dendrítica. Com a continuidade da agitação e com o controle da taxa de resfriamento, a morfologia dendrítica passa a uma forma híbrida conhecida como roseta. Isto é o resultado de mecanismo de *ripening* e da coalescência, assim como da própria abrasão entre várias rosetas. O *ripening* e a coalescência

prosseguem durante o restante da solidificação. Com suficiente tempo e agitação as partículas se tornam esferoidais ou quase-esferoidais, com uma pequena quantidade de líquido em seu interior conhecida como *entrapped liquid*, devido aos mecanismos de dobramento. A Figura 2.2 ilustra a sequência destes fenômenos (FLEMINGS, 1991; ZOQUI, 2001).

Figura 2.2: Ilustração esquemática da evolução estrutural de uma partícula durante a solidificação com agitação vigorosa (Adaptado de Flemings, 1991).

De maneira sucinta, pode-se definir os processos de coalescimento e os mecanismos de *Ostwald ripening* como sendo fenômenos de engrossamento dos braços dendríticos. Nestes processos há o desaparecimento de ramos dendríticos secundários e o engrossamento dos ramos primários, levando a uma rápida globularização. Os fenômenos de engrossamento ocorrem desde o início da solidificação, quando as distâncias para a difusão são ainda pequenas. Os mecanismos de *Ostwald ripening* são regidos por três modelos, propostos por Kattamis, Coughin e Flemings (1967) e Kahlweit (1968), que envolvem os fenômenos de dissolução de ramos menores, difusão de soluto no meio líquido entre os ramos e incorporação de soluto nos ramos mais grosseiros. O resultado é a redução do número de ramos e o aumento da distância entre eles. Já com relação aos processos de coalescência, existem dois modelos propostos por Young (1992), Kirkwood (1994) e Genda, Yoyon e Geing (1987), que envolvem a aglomeração, ou aproximação, de ramos secundários devido à deposição de soluto em regiões com raio de curvatura negativo (regiões côncavas), ou ainda à aproximação física das superfícies e seu contato. Estes dois modelos resultam na supressão de superfícies de separação levando à união de dois ou mais braços em um só, de maior dimensão. Para o caso das estruturas reofundidas, o mecanismo proposto por Genda, Yoyon e Geing (1987) tem sido o mais aceito uma vez que este mecanismo explica a formação do

entrapped liquid apresentado por Flemings (1991). Em grande parte das estruturas reofundidas pesquisadas até o momento, a presença de uma quantidade de segunda fase (eutética ou não) na forma de *entrapped liquid* foi reportada. A quantidade e morfologia variam de acordo com a liga e o método de preparação do material, mas sua presença tem sido constante (ZOQUI, 1995).

Quanto à natureza da agitação imposta ao líquido em solidificação, esta pode ser, comumente, de origem mecânica ou eletromagnética. A imposição de agitação mecânica forçada no líquido em solidificação leva à ruptura da estrutura dendrítica em formação e incentiva sua globularização (FLEMINGS, 1991). Alguns estudos bastante relevantes na área, foram os trabalhos de Flemings, Riek e Young (1976), Spencer, Mehrabian e Flemings (1972), Mehrabian (1975) e Prasad *et al.* (1982). Em relação à agitação eletromagnética, esta é promovida no líquido em solidificação pela ação de fortes campos eletromagnéticos. As correntes elétricas induzidas pelo campo promovem uma forte agitação, rompendo a estrutura em formação e estimulando a multiplicação cristalina e sua consequente globularização (VIVÉS, 1992). Diversos equipamentos e pesquisas foram desenvolvidos visando aperfeiçoar a produção de SSM via agitação eletromagnética, dentre os quais pode-se destacar trabalhos como os de Winter (1980), Vivés (1992), Gabathuler (1992) e Zoqui e Paes (2000).

Os processos que interferem na nucleação consistem em aumentar a taxa de nucleação inicial, isto é, a quantidade de núcleos em função do tempo e do volume do líquido, restringindo assim seu crescimento e resultando em uma estrutura sólida de grãos finos. Trata-se, portanto, de incentivar uma nucleação extensiva em todo o volume do líquido quando associada à elevada taxa de resfriamento (PAES, 2004). Algumas dos trabalhos mais relevantes neste sentido são o processo de coquilhamento em canais *Ahresty* (SHIBATA, 1998), o *New Rheocasting Process* (NRC) (KLEINER, 2002) e o refino de grãos, técnica empregada nesta pesquisa através da liga refinadora de grãos Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B, que será mais detalhada na sequência desta dissertação.

Tendo em vista que a estrutura globular das pastas reofundidas é o resultado de rompimento de ramos dendríticos e sua globularização no líquido sob forte agitação, pode-se supor que tais fenômenos possam ser promovidos também a partir de uma estrutura dendrítica. Diante disto, várias pesquisas viabilizaram a produção de pastas reofundidas a partir de material solidificado convencionalmente via processamento posterior à solidificação, pela fusão parcial seletiva de fases via tratamentos térmicos. Os processos envolvem, o aquecimento do material a temperaturas superiores, à temperatura *solidus*, promovendo a liquefação de fases de baixo ponto de fusão e

globularização de fases de mais alto ponto de fusão (ROBERT e KIRKWOOD, 1987; ROBERT, 1989).

A fusão parcial controlada (FPC) baseia-se no aquecimento de estruturas dendríticas convencionais acima da temperatura *solidus*, promovendo fusão parcial do material, isto é, inicialmente das fases com menor temperatura de fusão, como fases eutéticas em ligas hipoeutéticas e hipereutéticas. A fase primária remanescente, envolta por líquido, tende naturalmente a globularizar devido a fenômenos de redução da energia superficial. A manutenção do material a uma temperatura e tempo adequados resulta em estruturas globulares (REEVES e KATTAMIS, 1971; ROBERT e KIRKWOOD, 1987; ROBERT, 1989; ZOQUI, 2001).

A Figura 2.3 ilustra a evolução da morfologia dendrítica para a morfologia globular. Como resultado, é obtida uma estrutura final com morfologia globular, geralmente irregular, contendo uma grande quantidade de líquido retido em seu interior, resultado dos fenômenos de coalescência dos ramos dendríticos adjacentes e de glóbulos em contato. Esta estrutura é grosseira e os glóbulos possuem, em geral, grande dimensão (ROBERT e KIRKWOOD, 1987; ZOQUI, 2001).

Pode-se ainda citar que para altas temperaturas, ou seja, para altas frações sólidas, prevalecem os mecanismos de coalescência, enquanto que para baixas frações sólidas os mecanismos de *Ostwald ripening* são preponderantes na modificação da estrutura dendrítica para a estrutura globular (ROBERT, 1993).

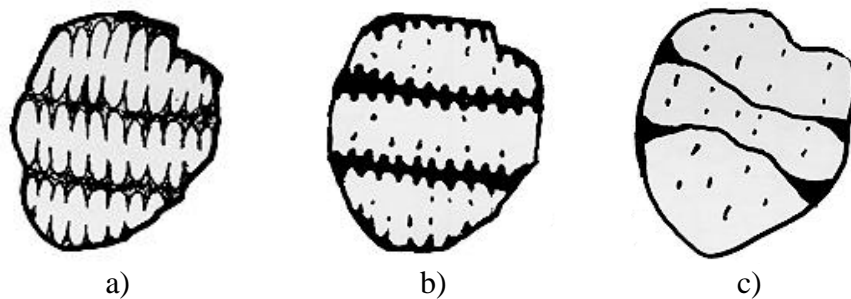


Figura 2.3: Esquema da evolução de uma estrutura dendrítica durante a globularização: a) grão com os fragmentos dendríticos iniciais; b) fusão parcial dos contornos de grão e contornos interdendríticos; c) globularização dos braços dendríticos (Adaptado de ZOQUI, 2001; TORRES, 2009).

Existem ainda diversas outras rotas diferentes para a obtenção de SSM. Segundo levantamento de Atkinson (2005), os principais equipamentos e processos atualmente empregados para a obtenção de estruturas não-dendríticas são o *Magneto-hydrodynamic* (MHD) *Stirring*,

Sprayforming, *Strain-induced Melt Activation (SIMA)*, *Liquidus/Near-liquidus Casting*, *New Massachusetts Institute of Technology (MIT) Process*, *Grain Refinement* e *Semi-solid Thermal Transformation*, entre outros. Descrições detalhadas destes processos e de alguns outros também relevantes podem ser encontradas em Figueredo (2001).

Para o processo de tixoconformação ocorrem vantagens e desvantagens. Conforme o estudo de Atkinson (2005), no processo de tixoconformação apresenta suas principais vantagens em comparação do o processo de fundição sob pressão, os pontos:

- Eficiência energética – É desnecessário manter o material aquecido no estado líquido por um período longo de tempo;
- Altas taxas de produtividade – Podem ser iguais ou superiores às encontradas para fundição sob pressão;
- Preenchimento do molde – Não apresenta turbulência no molde sem aprisionamento de ar e com baixa porosidade e contração, melhorando a qualidade do produto;
- Temperaturas de processo – Mais baixas reduzindo o choque térmico nas matrizes, aumentando a vida útil da matriz e permitindo que materiais que não são tradicionais a possibilidade de confecção, permite também o processamento de ligas com alto ponto de fusão, como aços ferramenta, que apresentam dificuldade ao serem conformados por outros meios;
- Microestruturas – Refinadas e uniformes aprimoram as propriedades mecânicas;
- Menores contrações de solidificação – Fornecem dimensões próximas ao *near net shape* e justificam a eliminação de etapas de usinagem;
- A qualidade superficial – É apropriada para a eletrodeposição.

Zoqui, Lourençato e Benati (2009) reportaram excelentes resultados obtidos para ligas Al–Si–Mg tixoforjadas, no qual, os produtos apresentaram baixa porosidade e com bom comportamento mecânico, destacando que a conformação via tixoforjamento apresenta excelente preenchimento da matriz para cargas verdadeiramente baixas e ressaltando a aplicabilidade desta tecnologia para produção em projetos pequenos e com baixo custo.

Atualmente diversos trabalhos têm sido feitos empregando matérias-primas reofundidas e tixofundidas para produção de componentes tixoconformados. Kapranos *et al.* (2000) demonstra que a tixoconformação das ligas de alumínio Al–7,0wt%Si–0,3wt%Mg e Al–6,0wt%Si–3,0wt%Cu–0,4Mg produzidas por MHD *Stirring* é claramente um processo capaz de produzir componentes *near net shape*, apoiando-se na qualidade estrutural e dimensional do produto obtido. Kapranos *et al.* (2003) aponta ainda a tixoconformação das ligas de alumínio

hipereutéticas A390 também como um processo viável para a produção *near net shape* de componentes automotivos leves, levantando ainda como grandes vantagens uma produção mais sustentável ambientalmente, com a redução de peso dos componentes e economia de matéria-prima e energia. Sauermann *et al.* (2007) descreve a produção *near net shape* de componentes mecânicos via tixoconformação, neste caso empregando o processo *Pressure Induction Melting* (PIM), da liga alumínio-lítio A1420, reportando excelentes resultados tanto em termos estruturais e dimensionais quanto em relação a propriedades mecânicas.

2.2.1 Tixofundição ou tixoinjeção

A tixofundição por injeção, ou simplesmente tixoinjeção, foi o primeiro processo desenvolvido e aplicado na tecnologia de conformação de metais no estado semissólido sendo, o processo de tixoconformação mais utilizado. O equipamento comumente utilizado na tixoinjeção é a máquina injetora sob pressão do tipo horizontal, geralmente de capacidade maior do que as convencionalmente utilizadas, tendo a ela associados fornos de reaquecimento de tarugos para alcançar temperatura desejada, ou seja, na faixa semissólida (YOUNG, 1994).

Em termos de controle de qualidade dos produtos obtidos é este o processo mais desenvolvido, estando disponíveis *softwares* que modelam o preenchimento do molde facilitando assim o projeto do mesmo (GARAT *et al.*, 2000).

Em relação às propriedades mecânicas das peças tixofundidas, já tem sido demonstrado que são melhores ou no mínimo similares às obtidas pelo processo convencional de fundição sob pressão (HIRT, 2000), pois permitem um melhor preenchimento do molde, produzindo assim peças livre de poros e inclusões, melhor acomodação das tensões internas reduzindo a ocorrência de trincas de contração obtendo estruturas mais homogêneas.

Estas aplicações têm sua maior expressão em grandes empresas de países desenvolvidos e fundamentalmente na fabricação de produtos para a indústria automotiva, mais especificamente de ligas de alumínio ou magnésio. A alta produtividade tem sido alcançada pela automatização do processo, onde robôs são utilizados na manipulação da matéria-prima e na alimentação da máquina (PINNA, 1992).

Chiarmetta (1994) detalha o uso comercial do processo de tixoinjeção na fabricação de componentes para a indústria automotiva, como sistemas de freios confeccionados com a liga de alumínio A356, sistemas de suspensão, estruturas de automóveis, entre outras.

Ramadan *et al.* (2006), analisaram os efeitos do processamento semissólido no ferro fundido cinzento, no que diz respeito a sua microestrutura e a suas propriedades mecânicas. Os autores relatam que com alta fração sólida ocorrem mudanças na morfologia da grafita presente no material, mudanças estas que resultam no acréscimo do limite de resistência à tração e do alongamento máximo permissível ao material.

Para melhorar as propriedades mecânicas das peças produzidas para a indústria automobilística, Seo (2006) estudou três modelos diferentes de injeção do alumínio no estado semissólido, variando a pressão de injeção como também as dimensões da matriz. Com relação ao material ele variou os tratamentos térmicos posteriores à fabricação da peça. Notou que para ambos os modelos de injeção apresentados à estrutura final do material obteve forma globular, melhorando substancialmente suas propriedades mecânicas.

2.2.2 Tixoextrusão

Na literatura especializada há trabalhos que mostram a possibilidade de extrusão de ligas semissólidas utilizando técnicas e equipamentos convencionais, não havendo notificação do desenvolvimento de equipamentos especiais. Neste campo podem ser mencionados os trabalhos de Gullo *et al.* (2000) e Finke (2000). Quanto à extrusão lateral Kopp *et al.* (2000) reportam a aplicação do processo para a tixoconformação de peças das ligas de alumínio A356, AA6082 e AA7075.

Ramati (1978) estudou a tixoextrusão inversa da liga Sn-15wt%Pb e das ligas de alumínio AA6061 e Al-4,5wt%Cu, analisando o comportamento estrutural do produto, a capacidade de reprodução da geometria da matriz pelo material semissólido e as propriedades mecânicas dos produtos obtidos. Os testes foram feitos com fração sólida de 65% e os resultados mostraram que os produtos possuíam bom acabamento superficial, boa homogeneidade estrutural, além de boas propriedades mecânicas.

Gullo *et al.* (2000) estudaram o comportamento reológico da liga AA6082 correlacionando-o com as características estruturais no produto. Os resultados obtidos comprovaram o aumento do

tamanho de grão e da globularização da estrutura com o tempo de permanência à temperatura de tixoextrusão. Também observaram a diminuição da força de extrusão com o aumento da fração líquida presente na pasta semissólida.

Finke (2000) em seu trabalho mostrou a possibilidade da obtenção de produtos de qualidade por extrusão de corpos de prova produzidos por prototipagem rápida através de deposição de fios da liga Pb-40wt%Sn.

Jiang *et al.* (2006 e 2008), em seus trabalhos avaliou a utilização da liga AA6201 (Al-Mg-Si) no estado semissólido no processo de extrusão e verificou que o produto final possuía propriedades mecânicas superiores quando comparados com o processo convencional de extrusão, tanto no que diz respeito à resistência mecânica como em seu alongamento.

2.2.3 Tixoforjamento

O domínio da tecnologia de tixoforjamento ainda é deficiente, quando comparado com a tixoinjeção, o que tem inibido o seu uso comercial. O forjamento livre e o recalque de peças mediante testes de compressão de metais semissólidos com altas frações sólidas são os tipos de forjamentos mais estudados, segundo Kiuchi (1994), Hirt (1994), Chen *et al.* (1996), Kang *et al.* (1999), Chayong *et al.* (2000), Rovira (2001) e Atkinson (2005).

Trabalhos em matriz fechada têm sido desenvolvidos por Lapkoswki (1992) e (1998), Rovira (1997), Espinoza (1999), Robert *et al.* (2000), Steinhoff (2000). Na maioria dos casos, os ensaios foram feitos em peças com geometria em forma de disco, cujo comportamento é mais simples que as peças de formas alongadas ou tipo alavanca.

Rovira (2001) realizou o tixoforjamento da liga AA2011 em uma prensa do tipo hidráulica, com uma matriz do tipo fechada, onde a força máxima aplicada no processo de tixoforjamento foi da ordem de 270 kN, obtendo assim o preenchimento total do molde; como resultado obteve produtos com boa qualidade superficial e boa reprodução geométrica da matriz.

Em relação ao estudo das propriedades mecânicas das peças tixoforjadas, também existem poucas publicações. Kapranos (1993), tixoforjou a liga AA357, obtendo uma peça em forma de disco e destes foram tirados corpos de prova para estudo das propriedades mecânicas dos tixoforjados. As peças foram submetidas a tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6), as propriedades mecânicas destas peças foram superiores as obtidas em produtos

fundidos; o autor não fez comparações com as propriedades obtidas em produtos forjados convencionalmente.

Brabazon *et al.*, 2002, realizaram um estudo extensivo sobre as propriedades mecânicas da liga de alumínio A356 agitada mecanicamente durante a solidificação e compararam com as propriedades da liga fundida convencionalmente. As variáveis do processo analisadas foram taxa de cisalhamento, tempo de cisalhamento e fração sólida. De maneira geral, a liga A356 agitada, isto é, reofundida, apresentou melhores resultados nas propriedades mecânicas e menor porosidade, em comparação com a liga solidificada convencionalmente. Relacionando as propriedades mecânicas com a microestrutura, os melhores resultados obtidos foram em materiais com alta fração sólida e submetidos à baixa taxa de cisalhamento e pouco tempo de agitação. Os materiais com a fase primária mais globular apresentaram propriedades mecânicas mais baixas.

Bremer (1996) apresentou resultados de propriedades mecânicas de peças tixoforjadas com formas alongadas ou tipo alavanca a partir da liga A356 (Al-Si-7wt%Mg) fundida e outra laminada Al-Si-1wt%Mg, assim como Rovira (2001) para a liga AA2011. Após o tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6), os produtos tixoforjados apresentaram boas propriedades mecânicas, em alguns casos semelhantes a fundidos convencionais, porém, no caso da liga laminada, o comportamento mecânico na área central da peça não foi satisfatório. O autor atribuiu este resultado ao escoamento não homogêneo da pasta nesta zona da peça, o que pode ter causado heterogeneidades estruturais.

Kang, Youn e Seo (2005) relatam excelentes resultados obtidos para o tixoforjamento de ligas de alumínio AA357, A319 e A390, e apontam para a substancial melhora das propriedades mecânicas após um tratamento térmico de solubilização e envelhecimento artificial (T6). Segundo Chang (2000), Yang (2000) e Rovira (2001), o aumento da velocidade de aplicação da pressão de conformação reduz heterogeneidades composicionais no produto tixoconformado, devido à segregação do líquido da pasta reofundida para as extremidades da peça.

Lourençato (2008), utilizando ligas Al-Xwt%Si-0,5wt%Mg realizou o tixoforjamento em uma prensa do tipo excêntrica, com uma matriz do tipo aberta, onde a força máxima aplicada no processo de tixoforjamento foi de aproximadamente 5 kN. Em relação ao preenchimento da matriz, o autor observou que para as ligas com 45% de fração sólida houve uma maior facilidade de preenchimento da matriz do que para as ligas com fração sólida de 60%. Este fato se justifica tanto pela menor fração de sólido presente, como também pela sua viscosidade aparente ser menor. O autor observou também que as ligas 2,0wt%Si e 4,0wt%Si, apresentaram melhores resultados quanto a sua formação e acabamento final.

Zoqui, Lourençato e Benati (2009) reportam também excelentes resultados obtidos para ligas Al-Si-Mg tixoforjadas, onde produtos com baixa porosidade e bom comportamento mecânico foram produzidos, destacando que a conformação via tixoforjamento mostra excelente preenchimento da matriz em cargas baixas e ressaltando a aplicabilidade desta tecnologia também para produção em projetos pequenos e de baixo custo.

Torres (2009) realizou o tixoforjamento nas ligas AA7075 e AA7004, observou que ambas as ligas apresentam características de viscosidade que as tornam altamente tixoconformáveis, mas que o processo a ser utilizado deve, necessariamente, causar a solidificação e consolidação da peça sob pressão, ou seja, processos de tixoinjeção convencionais ou processos de tixoforjamento em matriz fechada utilizando-se prensas hidráulicas ou pneumáticas ao invés de prensas excêntricas podem ser os mais adequados, devido às propriedades mecânicas inferiores quando comparadas com o material na sua condição inicial, ou seja, fundida.

Embora a grande maioria de trabalhos em tixoconformação utilize ligas de alumínio, também têm sido executadas algumas pesquisas sobre a conformação de ligas de alto ponto de fusão. Kapranos *et al.* (1993), reportam o tixoforjamento com êxito das ligas de aço para ferramentas T15, M2 e H13.

Não são encontradas publicações de aplicação industrial do processo de tixoforjamento, os fatores responsáveis por esta ausência podem ser mencionados: limitação do fornecimento de matéria-prima semissólida, limitado domínio da tecnologia e do conhecimento das propriedades mecânicas apresentadas pelos tixoforjados. Mas, levando-se em conta o crescente interesse que vem despertando e o volume de pesquisas que vem sendo desenvolvidas, espera-se que a conformação por forjamento de ligas no estado semissólido seja uma tecnologia de ampla utilização comercial em um futuro breve.

As operações que envolvem o processo de tixoforjamento são compostas basicamente de dois estágios: o aquecimento (ou reaquecimento) da matéria-prima e a conformação da peça. Portanto, pode-se obter o material semissólido através, por exemplo, da agitação eletromagnética, ou ainda preparar a pasta semissólida na própria matriz empregada para o forjamento e em seguida conformá-la.

Os métodos de obtenção de pastas semissólidas envolvendo agitação do líquido são os mais utilizados, mesmo quando as estruturas não são perfeitamente globulares. Outra rota para a obtenção de pastas reofundidas é a partir do material no estado sólido tendo como princípio básico obter a globularização da estrutura dendrítica via fenômenos naturais de engrossamento ou

recristalização (ROBERT, 1993; ZOQUI, 1995). Estes processos são conhecidos como processos de fusão parcial controlada, envolvendo tratamentos térmicos ou termomecânicos.

Para se realizar uma operação de tixoforjamento com êxito, obtendo produtos com boa qualidade superficial e exatidão em suas dimensões, é preciso compreender a influência das seguintes variáveis: composição química, estrutura da matéria-prima, taxa de deformação, temperatura de trabalho e tempo de permanência do material no estado semissólido, temperatura da matriz de tixoforjamento e material da matriz de tixoforjamento. A seguir serão descritas as principais variáveis que envolvem o processo de forjamento dos metais semissólidos:

- Composição química: A composição química da liga é de fundamental importância, pois ela define o intervalo da temperatura de trabalho, ou seja, ela delimita a região semissólida entre a linha *solidus e liquidus*;
- Estrutura da matéria-prima: Deve estar adequada ao tipo de ensaio, ou seja, a estrutura deve ser globular (semissólida) com parâmetros conhecidos (tamanho de grão, tamanho de glóbulo, fração sólida, entre outros);
- Taxa de deformação: O controle da tensão aplicada e do tempo de aplicação da mesma é essencial em processos de tixoforjamento, pois influenciam diretamente na viscosidade da pasta e conseqüentemente no preenchimento correto da matriz e na qualidade superficial do produto;
- Temperatura de trabalho e tempo de permanência do material no estado semissólido: A temperatura de trabalho no processo de tixoforjamento é a temperatura de aquecimento do material ao estágio semissólido, definindo assim, a relação fração sólida/fração líquida da pasta e conseqüentemente as forças necessárias para o processo. Outro parâmetro importante é o tempo de permanência do material no estado semissólido, o ideal é trabalhar com tempos pequenos para evitar o crescimento excessivo do grão;
- Temperatura da matriz de tixoforjamento: O principal cuidado com a matriz de tixoforjamento é manter sua temperatura, num valor tal que, o material semissólido não sofra um resfriamento excessivo, o que provocaria uma queda da fração líquida e conseqüentemente um aumento da tensão para a conformação (ROVIRA, 1996);
- Material da matriz de tixoforjamento: A matriz deve ser fabricada com materiais que suportem elevadas temperaturas, relativa à zona de trabalho da liga tixoforjada. As ligas de alumínio são tixoforjadas a temperaturas de até 650°C, sendo então adequado o emprego de aços da série H, por exemplo, os aços AISI H-12 e H-13 (ROVIRA, 2001).

2.3. Caracterização do comportamento reológico

Produtos como manteiga, catchup, mel e certos tipos de tintas são todos materiais tixotrópicos – sua viscosidade é dependente da taxa de cisalhamento e do tempo. Spencer, Mehrabian e Flemings (1972) descobriram que ligas metálicas no estado semissólido, cuja microestrutura compõe-se por partículas sólidas globulares envoltas por líquido, apresentam comportamento semelhante a tal classe de materiais. Esta microestrutura é imprescindível para o comportamento tixotrópico e para o processamento semissólido. Quando uma microestrutura semissólida é mantida em repouso, as partículas sólidas aglomeram-se, e a viscosidade aumenta; se o material é cisalhado, a aglomeração é quebrada e a viscosidade diminui (ATKINSON, 2005).

Em um fluido newtoniano, água, por exemplo, a tensão de cisalhamento, τ , é proporcional à taxa de cisalhamento, $\dot{\gamma}$, e a constante de proporcionalidade é a viscosidade, μ . Fluidos tixotrópicos são não-newtonianos, isto é, a tensão de cisalhamento não é proporcional à taxa de cisalhamento. A viscosidade é então renomeada para viscosidade aparente, e passa a ser dependente da taxa de cisalhamento, pressão, temperatura e tempo, aponta Atkinson (2005). Assim, para uma dada tensão, a pasta apresenta uma definida viscosidade aparente; se a carga for repentinamente modificada, a resposta não é imediata, isto é, o novo valor de viscosidade aparente somente é atingido após um certo tempo. Por exemplo, a redução da carga leva à redução da viscosidade aparente através de uma histerese; a área dessa histerese define o grau de tixotropia do material. Em geral ao se deformar as pastas reofundidas estas apresentam uma alta viscosidade aparente tendendo a diminuir à medida que a tensão é aplicada. Ao se alterar, durante esta deformação, a taxa de cisalhamento aplicada à pasta, esta apresentará novamente uma alta viscosidade para, em seguida, atingir um novo valor médio (HAN, 1976).

Alguns fluidos com comportamento não-linear apresentam também viscoelasticidade, ou seja, eles armazenam alguma porção de energia mecânica sob a forma de energia elástica. Materiais tixotrópicos não armazenam energia elasticamente, e não apresentam recuperação elástica quando a tensão é suspensa (ATKINSON, 2005). De modo geral, a viscosidade pode aumentar, no caso de fluidos reopéxicos, ou diminuir, no caso de fluidos tixotrópicos, em função do aumento ou diminuição da tensão, da taxa de cisalhamento e do tempo de aplicação da carga.

Os sistemas semissólidos metálicos têm muito em comum com suspensões floculares. Se, para uma determinada taxa de cisalhamento, tais sistemas são compostos por uma série de grandes flocos, quando ocorre um aumento na taxa de cisalhamento, há uma quebra destes em tamanhos proporcionais à nova taxa; quando o cisalhamento é reduzido, ocorrem colisões e aglomeração de partículas individuais até que haja um equilíbrio apropriado à nova taxa de cisalhamento aplicada. As partículas sólidas globulares em um material semissólido aglomeram-se ou porque o cisalhamento as coloca em contato ou, quando em repouso, pelo efeito da sinterização e, se preferencialmente orientadas, formam um contorno por “orientação preferencial”. Subentende-se o fato de que, se as partículas estiverem orientadas de modo que um contorno de baixa energia seja formado, será mais favorável energeticamente para a aglomeração ocorrer do que se um contorno de alta energia for formado. Se uma rede tridimensional se construir por todo o material, o semissólido suportará seu próprio peso e poderá ser manuseado como um sólido. Tão logo a taxa de cisalhamento aumente, esta interconexão entre partículas é quebrada, e o tamanho médio da aglomeração diminui. Uma vez que as interconexões são formadas, as partículas aglomeradas são sintetizadas, de modo que o tamanho do pescoço, ou contato entre elas, cresce com o tempo (ATKINSON, 2005).

Ainda segundo Atkinson (2005), a viscosidade em regime permanente depende do balanço entre a taxa de construção e a taxa de colapso da estrutura de aglomerados, da morfologia das partículas e da quantidade de líquido no semissólido. Em relação à morfologia das partículas, quanto mais próximas à forma de uma esfera, menor a viscosidade em regime permanente. Além disso, quanto à quantidade de líquido, se este estiver retido dentro das partículas, não há contribuição para a queda da viscosidade; assim, ainda que a fração líquida (fl) possa assumir um certo valor, regido pela temperatura, na prática, a fração líquida efetiva pode ser menor já que alguma parte do líquido pode ficar retida dentro das partículas semi-esferoidais. Por fim, muitos sistemas tixotrópicos apresentam reversibilidade, ou seja, os materiais possuem uma viscosidade característica em regime permanente para determinadas taxas de cisalhamento em determinadas frações sólidas, sem levar em consideração o histórico de tensões do sistema.

O clássico trabalho de Spencer, Mehrabian e Flemings (1972), cujo pioneirismo possibilitou a evolução desta tecnologia até os dias atuais, exemplifica adequadamente as proposições supracitadas. A Figura 2.6 ilustra o comportamento viscoso de uma pasta reofundida da liga Pb–15,0wt%Sn em função da fração sólida (fs) para diferentes taxas de cisalhamento, demonstrando que, para a mesma fração sólida, o aumento da taxa de cisalhamento causa uma diminuição da

viscosidade, enquanto que, para taxas de cisalhamento equivalentes, a maior quantidade de fase sólida no material semissólido igualmente impacta em maiores viscosidades.

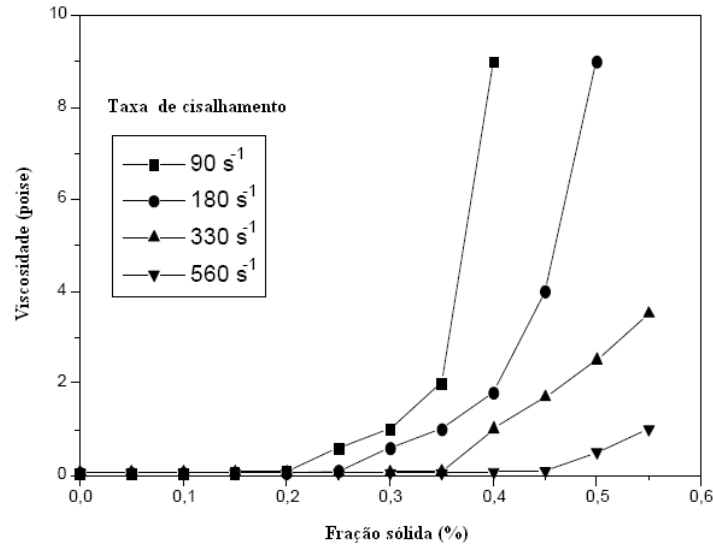


Figura 2.4. Variação da viscosidade de uma liga Pb-15,0wt%Sn em função da fração sólida, para diferentes taxas de cisalhamento (Adaptado de Spencer, Mehrabian e Flemings, 1972).

Testes de compressão a quente podem ser utilizados para determinação da viscosidade aparente do material tixofundido, correlacionado a curva deformação *versus* tensão com a viscosidade aparente de materiais no estado semissólido. O fluxo de materiais semissólidos pode ser determinado em termos de sua resposta à deformação, evolução microestrutural e através de modelos matemáticos para todas as faixas de fração sólida e em diversas taxas de deformação (KAPRANOS *et al.*, 2001). Laxmanan e Flemings (1980) publicaram o primeiro trabalho completo a respeito da utilização dos testes de compressão a quente para a caracterização do escoamento de material semissólido. Todas as análises das características de escoamento do material semissólido obtido nesta dissertação, do mesmo modo que a maioria dos estudos neste campo tem como base o trabalho de Laxmanan e Flemings, de modo que, na sequência, serão apresentadas todas as equações utilizadas para tal. Para todos os casos, considera-se como ponto de partida uma amostra cilíndrica de altura inicial H_0 e diâmetro inicial d_0 . A deformação de engenharia, e , em um dado tempo t em compressão, com altura instantânea H , é dada por:

$$e = 1 - \frac{H}{H_0} \quad (\text{Equação 2.1})$$

Sendo o volume V constante durante todo o ensaio de compressão, e considerando que a amostra seja comprimida entre duas placas cuja área superficial é maior que a maior área ocupada pelo material deformado, a tensão σ em um determinado tempo t de ensaio será dada por:

$$\sigma = \frac{FH_0}{V}(1 - e) = \frac{FH}{V} \quad (\text{Equação 2.2})$$

Onde F é a força aplicada em um determinado tempo (t). Para o caso de um fluido viscoso do tipo newtoniano, a relação entre viscosidade (μ) e a força aplicada para a deformação, utilizando-se também o ensaio de compressão em duas placas paralelas, é dada por:

$$F(t) = \frac{-3\mu V^2}{2\pi h^5} \left(\frac{dh}{dt} \right) \quad (\text{Equação 2.3})$$

Desta maneira, é possível obter-se a viscosidade (μ), mas, como será visto adiante, a carga utilizada neste trabalho não permaneceu constante, sendo então necessário isolar a viscosidade (μ) em função do tempo. Neste caso tem-se:

$$\mu(t) = \frac{-2\pi h^5 F(t)}{3V^2 (dh/dt)} \quad (\text{Equação 2.4})$$

Além dos cálculos para a obtenção da viscosidade, Laxmanan propôs uma maneira simplificada para se obter a taxa de cisalhamento média, (γ'_{AV}), dada por:

$$\gamma'_{AV} = - \left(\sqrt{\frac{V}{\pi}} \right) \left(\frac{dh/dt}{2H^{2,5}} \right) \quad (\text{Equação 2.5})$$

Segundo Zoqui (2001), para um metal que será processado no estado semissólido por tixotrofia, a determinação da viscosidade do material em função da taxa de cisalhamento talvez seja a caracterização mais importante deste. Observando-se a Figura 2.5, pode-se notar que a viscosidade apresenta um comportamento de queda com o aumento da taxa de cisalhamento para a liga apresentada, porém este efeito não é similar para todas as amostras estudadas – quanto maior o caráter globular do material, menor a queda da viscosidade com o aumento da taxa de cisalhamento. As amostras que apresentaram o maior grau de globularização apresentam, a partir de taxa de $0,5s^{-1}$, viscosidade praticamente constante, conclui o autor.

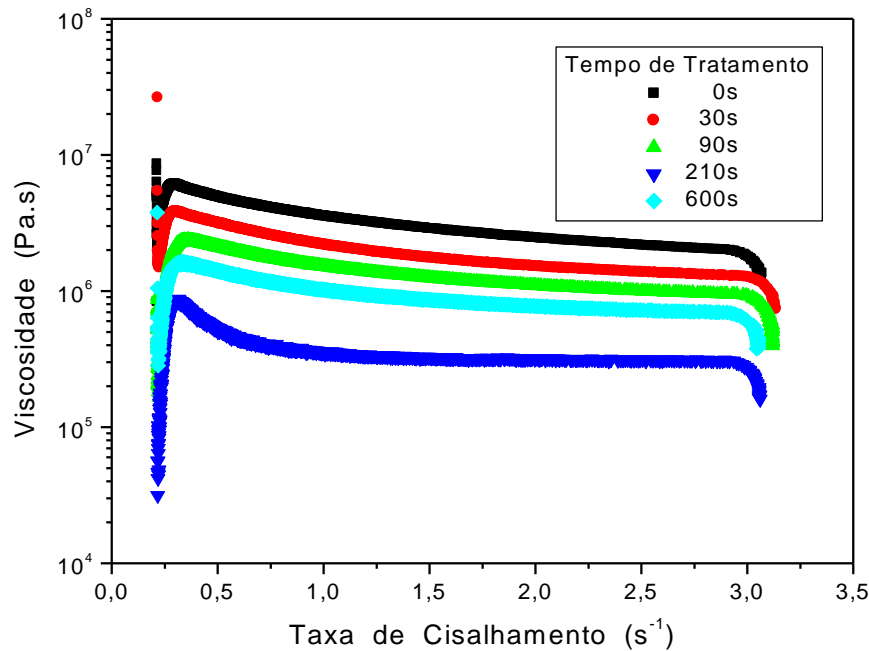


Figura 2.5. Variação da viscosidade da liga A356 reofundida sob agitação eletromagnética de 1200W em função da taxa de cisalhamento, para diferentes tempos de tratamento térmico de reaquecimento à 580°C, para fração sólida de 45% (Adaptado de Zoqui, 2001; TORRES, 2009).

Diversos trabalhos valeram-se também das mesmas técnicas desenvolvidas por Laxmanan e Flemings (1980) para a determinação da viscosidade das pastas tixofundidas, lançando mão ainda de diferentes métodos e abordagens, como o trabalho de Kang, Choi e Kim (1999), utilizando taxas de deformação crescentes, e o trabalho de Ferrante e Freitas (1999), que faz uma extensa comparação entre os teste de compressão a quente e os testes de indentação a quente em ligas Al–4,0wt% Cu.

2.4. Caracterização metalúrgica de estruturas semissólidas

Conforme orientação realizada em trabalhos anteriores, o histórico de pesquisas e publicações do grupo de tixoconformação da FEM/UNICAMP liderados por Zoqui convencionou-se denominar como grão a unidade presente na metalografia colorida e na micrografia (metalografia branco e preto com ataque), existente como glóbulo primário subentende-se a partícula primária.

O tamanho de grão na metalografia colorida às vezes é fácil de reconhecer, contrariamente a microestrutura, especialmente nas situações com maior tamanho de grão. Deve-se salientar que o

tamanho de glóbulo é na realidade o tamanho médio da fase primária observada na microestrutura, que para a estrutura fundida corresponde ao espaçamento dendrítico secundário médio e para as estruturas reofundidas corresponde ao tamanho médio das partículas de fase primária isoladas. As partículas conectadas são contadas como sendo uma entidade. É importante notar que devido às interconexões existentes na microestrutura, este “tamanho de glóbulo” corresponde apenas em parte ao real tamanho de glóbulo, que na realidade, seria o tamanho de todo o aglomerado, ou seja, o grão. A Figura 2.6 exemplifica o que através da liga A 356 tixofundida denominou-se de grão e glóbulo.

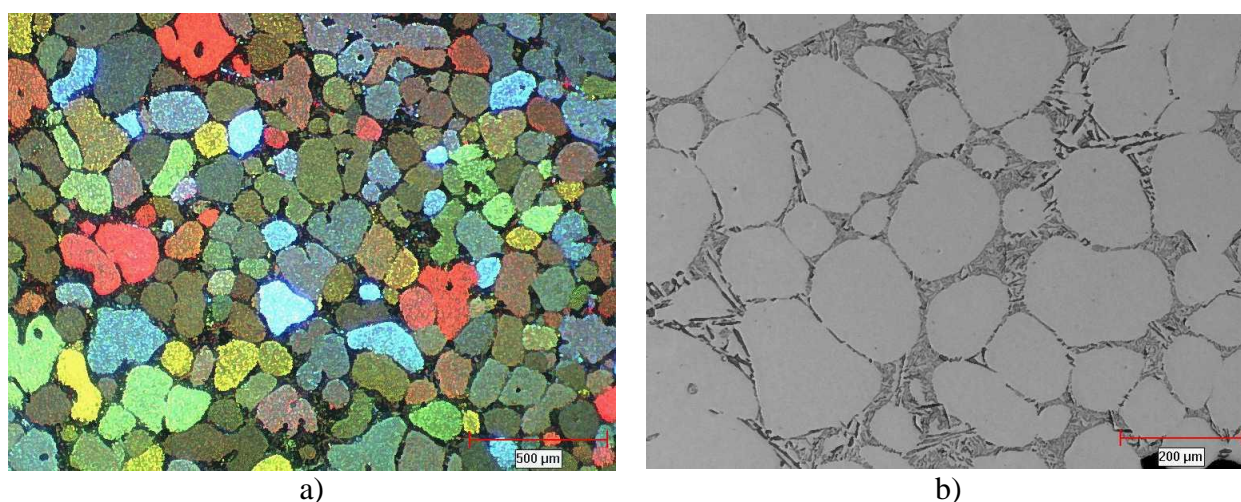


Figura 2.6: Estrutura de uma liga A356 tixofundida sob agitação eletromagnética de 1200W, reauecida à 580°C e mantida nesta condição durante 600s: a) metalografia colorida mostrando os grãos da amostra; b) micrografia mostrando os glóbulos de fase primária (Adaptado de ZOQUI, 2001).

Ainda segundo Zoqui (2001), ao se confrontar o tamanho de grãos (metalografia colorida) com o tamanho de glóbulos (micrografia) em uma liga reofundida, pode-se estabelecer uma correlação direta entre o grão, glóbulo e fator de forma da fase primária; investigou-se também o comportamento reológico de ligas Al–Si produzidas por agitação eletromagnética e observou-se a influência da interconexão dos glóbulos na viscosidade aparente deste material.

Com as informações dos tamanhos de grãos e partículas primárias disponíveis, Zoqui (2001) desenvolveu uma ferramenta, o RQI, que correlaciona parâmetros morfológicos e parâmetros microestruturais, permitindo assim analisar a eficiência do método de obtenção da matéria-prima, segundo a Equação 2.6:

$$RQI = \left(\frac{GLS}{GS} \right) SF \quad \text{(Equação 2.6)}$$

Onde:

GLS = tamanho da partícula primária

GS = tamanho de grão

SF = fator de forma

Assim sendo com este estudo o fator de forma SF foi utilizado no trabalho. Dividindo-se o tamanho da partícula primária pelo tamanho do grão chega-se a uma razão entre a microestrutura do material, para a qual se espera que o valor encontrado seja o mais próximo possível de “1”, pois nestas condições o tamanho de grão seria igual ao tamanho de glóbulo, fato que implicaria em uma estrutura menos complexa e mais globular.

O fator de forma empregado na Equação 2.7 foi o parâmetro circularidade, inverso do parâmetro *roundness*, ou *surface factor*, e é dado pela seguinte expressão:

$$SF = \frac{4\pi A_{\alpha}}{P_{\alpha}^2} \quad \text{(Equação 2.7)}$$

Onde:

A_{α} = área da entidade avaliada

P_{α} = perímetro da entidade avaliada

Outro ponto importante no processamento de materiais no estado semissólido é a morfologia e a porcentagem da fase líquida, pois elas definem as características de escoamento do material. O material que apresentar a estrutura mais globular terá o escoamento facilitado durante o tixoprocessamento (PAES, 2004).

2.5. Transformação de fase (Caracterização via DSC)

Os ensaios de Calorimetria Exploratória Diferencial (DSC) tem como objetivo medir a diferença de energia necessária ao aquecimento de 1°C à substância em estudo e a um material de referência, inerte de modo térmico, enquanto ambos são submetidos a uma variação controlada de temperatura, de maneira que a amostra em referência seja mantida em condição isotérmica, uma

em relação a outra, independente do evento térmico que esteja ocorrendo. Pode ser definido como uma técnica que mede a temperatura e o fluxo de calor associado com a transição do material em função da temperatura e do tempo. Tal medida fornece informação qualitativa e quantitativa sobre mudanças físicas e químicas que envolvem processos endotérmicos (absorção de calor), exotérmicos (evolução de calor) ou mudanças na capacidade calorífica. O DSC pode proporcionar informações sobre caracterização e medidas específicas tais como: transição vítrea, temperatura e tempo de cristalização, ponto de fusão, calor específico, oxidação, pureza, estabilidade química, ponto de ebulição, grau de velocidade de cura, cinética de reação, entre outros (MOTHÉ E AZEVEDO, 2002).

Quando o DSC é usado para medidas específicas de calor, os desvios da linha base tornam-se importantes e condições como tamanho de partícula da amostra e diluente, simetria, sistema de empacotamento e outras condições devem ser acuradas para fornecer resultados reproduzíveis. Quantidades pequenas de amostra fornecem boa resolução com picos mais estreitos (melhor definição) e permitem altas taxas de aquecimento. Em grandes quantidades de amostra há ocorrência de transições pequenas, amostras heterogêneas, picos largos com baixa resolução e exatidão de medida de temperatura, exige baixas taxas de aquecimento e a sensibilidade é maior.

Uma curva de DSC normalmente se apresenta como sendo uma função do diferencial da entalpia por tempo no eixo das ordenadas *versus* a temperatura (T) no eixo das abscissas, onde as mudanças de inclinação, saltos e picos denotam os eventos térmicos ocorridos, como transformações de fases, reações químicas, entre outros; a Figura 2.7 mostra um pico típico de fusão. Além disso, a área sob um pico de transformação representa a variação de entalpia da transformação, o calor específico é calculado a partir da linha de base da curva e o intervalo de transformação é dado pela diferença entre T_f e T_0 (LECOMTE-BECKERS *et al.*, 2004).

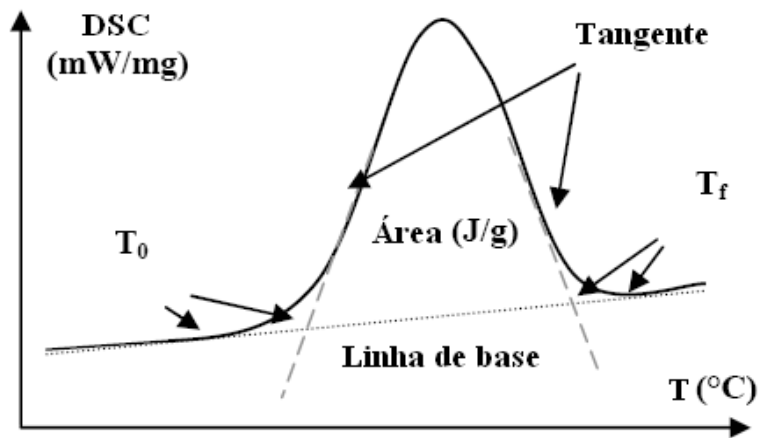


Figura 2.7: Curva ilustrativa de um pico de fusão para um ensaio de DSC (Adaptado de Lecomte-Beckers et al., 2004).

Para o caso do estudo e caracterização de SSM e comum, tais gráficos se apresentarem com a fração líquida no eixo das ordenadas e a temperatura (T) no eixo das abscissas; admitindo-se que fl é proporcional à energia absorvida durante a transformação ocorrida, a avaliação da distribuição da fase líquida pode ser realizada através da aplicação de uma integração parcial da curva de DSC no trecho correspondente ao pico de transformação, conforme ilustra a Figura 2.8 (LECOMTE-BECKERS *et al.*, 2004).

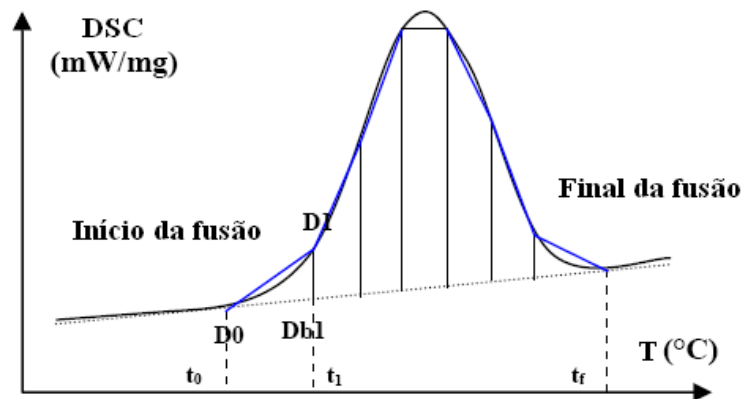


Figura 2.8: Área sob a curva de um pico esquemático para um ensaio de DSC representando o cálculo da fração líquida (Adaptado de Lecomte-Beckers et al., 2004;).

As técnicas de DSC são amplamente empregadas para caracterização da temperatura de transição vítrea, ensaio conhecido também como TG aplicável em diversos materiais, esse processo pode ser utilizada para fornecer informações sobre a compatibilidade da mistura entre dois ou mais polímeros (MOTHÉ e AZEVEDO, 2002).

2.6. Caracterização de Porosidade (via método de Arquimedes)

Este trabalho aborda a quantificação de porosidade via método de Arquimedes, realizando um estudo comparativo sobre as ligas fundidas e as reofundidas. Utilizando para cada condição de trabalho a media de três amostras, podendo ser observado na Equação 2.8.

$$dr = \frac{M1 + M2 + M3}{V1 + V2 + V3} \quad (\text{Equação 2.8})$$

Onde:

dr = densidade real calculada

M = massa

V = volume

Os primeiros dados obtidos para o experimento foram relativos à densidade real, via análise química das amostras Tabela 4.1 e funcionaram como guia para os resultados de porosidade no decorrer do experimento. Para tanto se determinou o percentual de vazio (porosidade volumétrica) no interior dos corpos de prova, na Equação 2.9 foi utilizada nestes cálculos.

$$P = (1 - dr / dt) * 100 \quad (\text{Equação 2.9})$$

Onde:

P = porosidade

dr = densidade real calculada

dt = densidade teorica

Sendo dt a densidade teórica da liga estudada e dr a densidade real para a amostra. Poderá ser considerando para a comparação dos resultados obtidos via microscopia desde que os mesmos apresentem resultados similares entre si, ou seja, um material totalmente homogêneo.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

As ligas de alumínio estudadas neste trabalho foram Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu ; Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu ; Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu ; Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu . Assim o plano de estudo foi subdividido em cinco etapas, conforme Figura 3.1. Iniciou-se então a definição das temperaturas *liquidus* e temperaturas relativas à fração sólida de 45% e 60% através da caracterização via *DSC*, simulação via *software* Thermo-Calc® e microestrutural das ligas, passando pela obtenção e determinação da viscosidade aparente através de teste de compressão a quente até a caracterização das suas propriedades mecânicas. Resumidamente podemos descrever este estudo pelos tópicos a seguir:

- Balanceamento das ligas e separação do material conforme as quatro ligas dimensionadas para o desenvolvimento do trabalho;
- Preparação das ligas em forno poço e produção de lingotes de dimensões aproximadas de 30mm de diâmetro por 230mm de comprimento, utilizando a técnica de refino de grãos;
- Análise de fluorescência de raios-X nos laboratórios da Alcoa Alumínio S/A, para a ratificação da composição química, assim garantindo integridade do material após fundição dos lingotes;
- Análises de *DSC* e simulação através do *software* Thermo-Calc®, para determinação das temperaturas *liquidus* e das temperaturas de trabalho empregadas no tratamento térmico de globularização, nas seguintes condições de 45% e 60% de fração sólida, com a finalidade de se estabelecer as condições de processamento da pasta tixofundida;
- Caracterização microestrutural (via metalografica convencional – preta e branca e via metalografica colorida), medição do tamanho de grão, glóbulo primário (tamanho médio da fase primária), fator de forma e RQI;
 - Confecção das amostras cilíndricas para utilização da caracterização das pastas de compressão a quente. A caracterização da viscosidade foi realizada com 45% e 60% de fração sólida para os tempos de espera 0s e 210s.
 - Confecção das amostras cilíndricas para a realização do processo de tixoforjamento à fração sólida de 45% e 60% para os tempos de espera 0s e 210s.

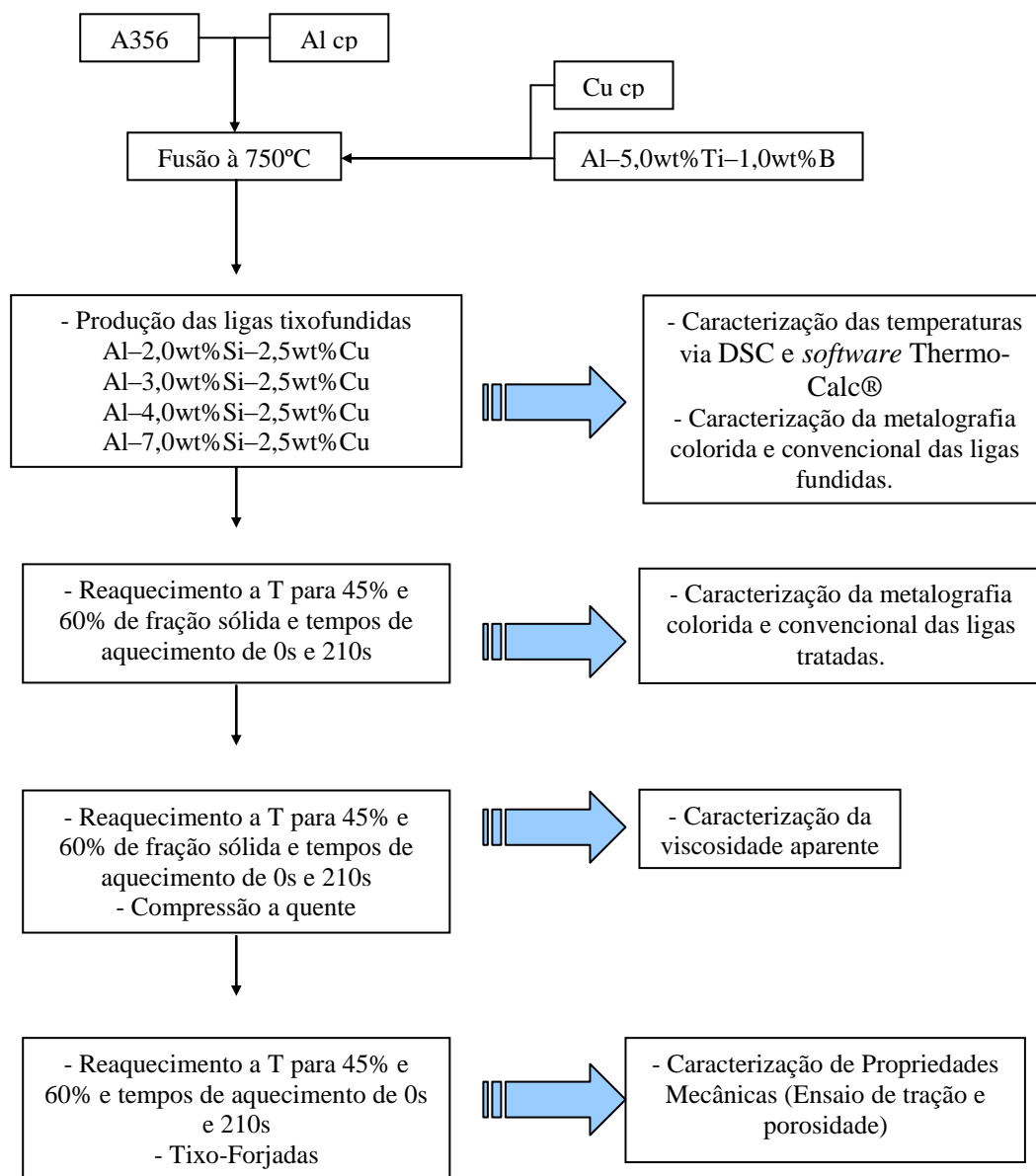


Figura 3.1: Fluxograma para preparação e caracterização das ligas Al-Xwt%Si-2,5wt%Cu.

3.1. Produção das ligas

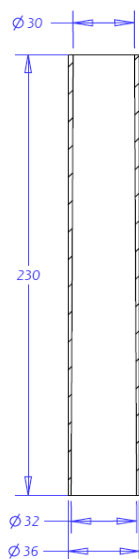
As ligas de alumínio (Al–Xwt%Si–2,5wt%Cu), produzidas e estudadas neste trabalho, foram preparadas em forno poço resistivo utilizando-se uma mistura de ligas base, a saber, A356 (fornecido por Metalur S/A), Al cp (fornecido por CBA), Cu cp (fornecido por Termomecânica S/A), Al (fornecido por Metalur S/A) e refinador de grão Al–5,0wt%Ti–1,0wt%B (fornecido por Foseco). As composições químicas de cada liga, podem ser vistas na Tabela 3.1.

Tabela 3.1: Composição química das ligas base conforme especificação dos fabricantes.

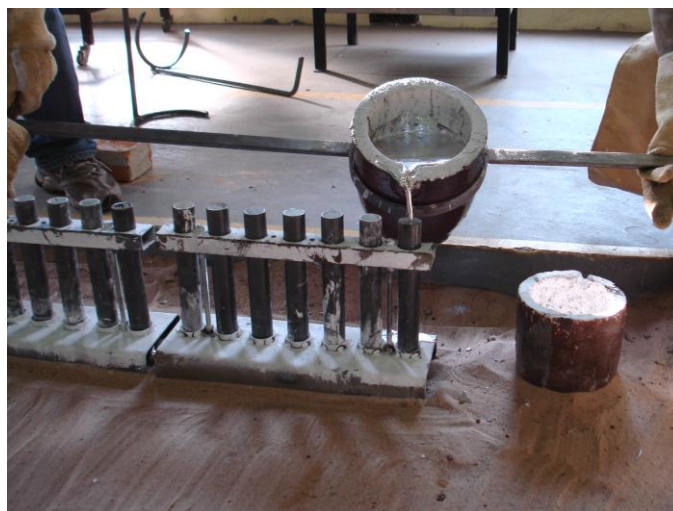
Liga Base	Composição Química (wt%)							
	Si	Mg	Cu	Fe	B	Mn	Ti	Al
A356	7,210	0,450	0,090	0,500	–	0,170	0,050	Balanço
Al cp	0,070	0,001	0,001	0,110	–	0,001	–	Balanço
Cu cp	–	–	99,970	–	–	–	–	–
Al–5,0wt%Ti–1,0wt%B	0,060	–	–	0,300	0,990	–	4,880	Balanço

As ligas A356 e Al cp foram aquecidas até 750°C para a completa fusão, foi adicionado o Cu cp e mantido por cerca de 10 minutos, sendo periodicamente agitado para sua dissolução e homogeneização na mistura de ligas fundidas, antes do vazamento, o banho recebeu cargas suficientes de refinador para o ultra-refino de grão. Foi adicionado cerca de 3% mais que o previsto para o Cu cp devido à dificuldade de dissolução do cobre no banho fundido, o tempo de contato do refinador com a liga foi de aproximadamente um minuto.

As ligas foram vazadas em lingoteiras cilíndricas de aço carbono AISI 1045, com leve conicidade especialmente preparadas para simular o lingotamento contínuo, conforme ilustrado na Figura 3.2. Foi aplicada uma camada de alumina em solução aquosa nas paredes internas das lingoteiras antes de cada vazamento, para permitir que os lingotes solidificados fossem facilmente desmoldados. Desta forma foram produzidos lingotes com 30mm de diâmetro por 230mm de comprimento. Os cálculos das frações relativas a cada liga base obedeceu às composições determinadas para as ligas empregadas neste trabalho, Al–2,0wt%Si–2,5wt%Cu; Al–3,0wt%Si–2,5wt%Cu; Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu e Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu.



a)



b)

Figura 3.2: Lingoteiras de aço usadas para o vazamento das ligas propostas: a) esquema mostrando as dimensões das lingoteiras; b) arranjo para simular o lingotamento contínuo. (Adaptado de Benati, 2009).

Para o preparo de cerca de 6500g de cada liga tixofundida, gerando aproximadamente 14 lingotes, chegou-se, conforme Tabela 3.2, à seguinte distribuição de massa para as ligas base, já com devidas correções nas quantidades de Cu cp:

Tabela 3.2: Balanço de massa das ligas base para o preparo das ligas tixofundidas. (Adaptado de Benati, 2009).

Liga	Liga Base (g)				
	A356	Al cp	Cu cp	Al-5,0wt%Ti1,0wt%B	Total
Al-2,0wt%Si- 2,5wt%Cu	1758,6	4305,4	165,7	248,3	6507,7
Al-3,0wt%Si- 2,5wt%Cu	2660,0	3410,0	165,0	239,0	6499
Al-4,0wt%Si- 2,5wt%Cu	3578,6	2513,9	164,2	229,7	6506
Al-7,0wt%Si- 2,5wt%Cu	6311,0	—	161,6	201,6	6679,2

Foram retiradas duas amostras de cada uma das ligas tixofundidas produzidas, conforme o roteiro acima descrito, para análise de fluorescência de raios-X nos laboratórios da Alcoa Alumínio S/A e para a ratificação da composição química.

3.2. Análises de DSC e simulação via *software* Thermo-Calc®

A análise de DSC tem como objetivo informar as temperaturas *liquidus* das ligas, bem como todas as temperaturas de transformações intermediárias existentes. Tais análises foram realizadas no Laboratório de Caracterização de Materiais do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa) da FEM/UNICAMP em amostras com massa aproximada de 70mg com auxílio de um equipamento de análise térmica NETZSCH STA 409C, utilizando-se uma taxa de aquecimento de 5°C por minuto até 700°C e resfriamento até temperatura ambiente com taxa de resfriamento análoga.

A partir dos ensaios de DSC foi possível também construir uma curva da fração líquida, *versus* temperatura para a liga estudada, o que fornece diretamente as temperaturas correspondentes às frações sólidas de 45% e 60%, além da temperatura *liquidus* da liga ensaiada.

Para as simulações com o *software* Thermo-Calc®, foi utilizada a composição ideal da liga, obtendo assim as curvas de temperatura *versus* fração sólida. Com esta simulação, o *software* empregou uma rotina de cálculos avaliando condições de solidificação dentro e fora do equilíbrio, tomando como base o modelo de Scheil, respectivamente.

3.3. Caracterização microestrutural

As ligas foram caracterizadas por metalografia colorida e convencional, imediatamente após os processos de fundição e tratamentos térmicos para tixofundição. A primeira etapa da caracterização por metalografia colorida e convencional é a preparação metalográfica. As amostras selecionadas aleatoriamente foram cortadas e embutidas com resina poliéster de cura a frio, depois foram lixadas em lixa d'água nos grãos 220, 320, 400, 600, 1200 e 1500 e polidas em panos de polimento Buehler G-Cloth com pastas de diamante de 1µm para um polimento grosseiro e Sílica Coloidal para polimento de acabamento; todas estas etapas foram realizadas no Laboratório metalografico na Companhia Brasileira de Alumínio - CBA.

Após o lixamento e polimento as amostras foram atacadas com HF (ácido fluorídrico) 1,0% durante aproximadamente 10s revelando a microestrutura, para a captura das imagens foi utilizado

um microscópio óptico Olympus BX51M do Laboratório metalográfico na Companhia Brasileira de Alumínio - CBA. Para as medições do tamanho das partículas primárias, empregou-se o Método dos Interceptos de Heyn, regido pela norma ASTM E112 (ASTM, 1996) – a contagem dos glóbulos primários foi realizada em cinco diferentes campos de cada micrografia, sendo que para cada amostra empregou-se quatro imagens de diferentes seções desta. Totalizou-se, portanto, vinte áreas de contagens de glóbulos primários para cada amostra. As contagens do fator de forma obedeceram exatamente o mesmo critério adotado para as medições de glóbulos primários, porém foram realizadas com o auxílio do *software* ImageJ 1.40g.

Para a caracterização por metalografia colorida, as mesmas amostras empregadas na caracterização microestrutural passaram por um ataque eletrolítico com o eletrólito HBF_4 (ácido fluorbórico) em solução 4,0% e tensão de 20V durante aproximadamente 90s sob agitação moderada e constante. As amostras foram analisadas no microscópio óptico Olympus BX51M, porém desta vez empregando-se filtros polarizadores para a obtenção de imagens coloridas dos grãos das amostras, assim sendo, grãos com a mesma orientação cristalina apresentam coloração semelhante, o que torna muito mais fácil sua identificação e respectiva caracterização. A contagem de grãos foi realizada em cinco diferentes campos da metalografia colorida, sendo que para cada amostra empregou-se quatro imagens de diferentes seções desta. Totalizou-se, portanto, vinte contagens de grãos para cada amostra.

3.4. Ensaios de compressão a quente

Os ensaios de compressão a quente tem como objetivo determinar a viscosidade aparente, fundamentando os estudos realizados por Laxmanan e Flemings (1980), que desenvolveram e estudaram tal procedimento, aplicando-o na caracterização de ligas Sn–15wt%Pb. A escolha deste método de caracterização deve-se à extrema facilidade operacional e a capacidade de gerar excelentes resultados comparativos, uma vez que diversos autores utilizaram deste mesmo método para fazer a caracterização de suas pastas.

Os testes de compressão a quente foram realizados em uma máquina universal de ensaios MTS modelo 810 com capacidade de carga de 10000kgf e placas paralelas de Inconel 718 com um forno resistivo acoplado ao eixo da máquina no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMa/FEM/UNICAMP; partiu-se de amostras idênticas às empregadas nos tratamentos térmicos,

submetidas a uma taxa de compressão constante de 10mm/s. O conjunto utilizado nestes ensaios pode ser melhor representado pelas Figuras 3.13 (a) e (b) seguir.

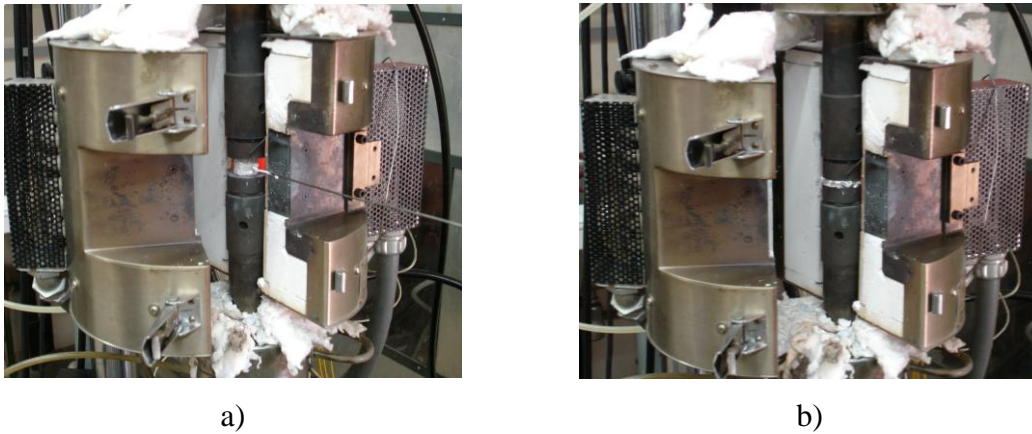


Figura 3.3: Equipamento empregado nos ensaios de compressão a quente: a) detalhe da amostra antes da compressão a quente; b) detalhe da amostra imediatamente após a compressão (Adaptado de Naldi, 2012).

Após o sistema alcançar a condição requerida para cada situação, temperaturas relativas à $f_s = 45\%$ e 60% e tempos de globularização de 0s, 30s, 90s e 210s, na liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, as amostras inseridas juntamente com um termopar tipo K *CromelAlumel* fixado em seu interior foram comprimidas, até que sua altura fosse reduzida a 5 mm. Os dados de saída na máquina universal de ensaios foram força, deslocamento e tempo para cada instante do ensaio realizado, com uma taxa de aquisição de mil pontos por segundo. De posse dos dados de força, deslocamento e tempo foi então possível, segundo as Equações 2.2 a 2.6 detalhadas no item 2.4 do Capítulo 02, construir as curvas de deformação *versus* tensão e, conseqüentemente, as curvas de taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente para a liga estudada, fazendo novamente uso do *software* Origin[®] 6.1. Somente foi realizado o ensaio de compressão a quente na liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, pois as demais ligas foram as mesmas utilizadas em trabalho anterior de Benati 2009.

3.5. Montagem do sistema de tixoforjamento em prensa excêntrica

Em estudos anteriores, Lourençato (2008) e Torres (2009) realizaram ensaios de tixoforjamento em diversas ligas. Um longo período de estudos sobre a conformação de metais semissólidos, seus estudos se basearam desde o projeto da matriz do tipo aberta, até sua execução, passando pela montagem e aferição de todos os equipamentos utilizados nos ensaios.

O produto tixoconformado por Lourençato (2008) foi projetado seguindo alguns critérios: o produto teria que possuir geometria suficiente, para a retirada de dois corpos de prova para posterior ensaio de tração, e teria que possuir raios e chanfros de maneira a facilitar o escoamento do material dentro da matriz, assim como sua extração.

As matrizes foram confeccionadas no Laboratório de Usinagem do DEF/FEM/UNICAMP, o material adotado para a confecção das mesmas foi o aço ferramenta para moldes do tipo VH13IM, conforme visto na Figura 3.4. Após sua confecção, as matrizes foram submetidas ao tratamento térmico de têmpera e revenimento, com o objetivo de alcançar a dureza desejada, de aproximadamente 48HRC. Após o tratamento térmico, as matrizes foram ajustadas com o intuito de eliminar qualquer deformação decorrente do processo e também passaram por um processo de polimento com pastas de diamante de 6 μ m e 1 μ m, respectivamente. Este polimento tem como objetivo eliminar pontos de oxidação deixados pelo tratamento térmico e melhorar a rugosidade superficial, de modo a permitir um melhor escoamento do material em seu interior, evitando assim, falha em seu preenchimento.

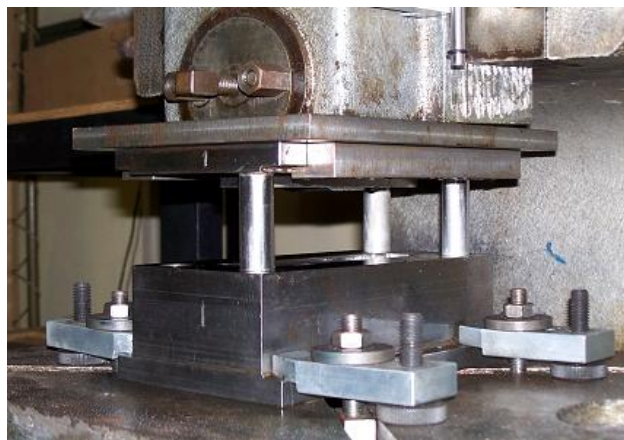


Figura 3.4: Matrizes utilizadas na realização dos ensaios de tixoforjamento (Adaptado de Torres, 2009).

Fazem parte do conjunto uma prensa excêntrica com acionamento mecânico, o forno de indução conforme visto na Figura 3.5, as matrizes do tipo fechado, a resistência elétrica utilizada para o aquecimento das matrizes, a célula de carga utilizada para a aquisição da carga do tixoforjamento, o sensor de deslocamento utilizado para o controle do deslocamento (velocidade de conformação) e o sistema de aquisição de dados.



Figura 3.5: Forno indutivo utilizado nos tratamentos térmicos de globularização. (Adaptado de Torres, 2009).

A prensa utilizada foi do tipo excêntrica com capacidade de 25 toneladas da marca Victor, tendo como características, carga necessária para o processo e capacidade de executar o processo com alta velocidade. Segundo Fehlbier (2000), a velocidade desenvolvida pela prensa e a temperatura da matriz são os principais parâmetros que afetam no fluxo de material e no preenchimento da matriz. No tixoforjamento, é necessário especial controle da velocidade de conformação, uma vez que a viscosidade da matéria-prima é fortemente dependente da tensão aplicada e do tempo de aplicação da tensão. A velocidade de conformação determina a velocidade de escoamento e, portanto, o correto preenchimento da matriz e a qualidade superficial do produto.

O tratamento térmico de globularização tem como objetivo verificar a estabilidade em altas temperaturas das ligas estudadas, permitindo assim avaliar a evolução microestrutural destas, possibilitando, então, correlacionar tais características com as propriedades mecânicas e reológicas desses materiais. Os tratamentos térmicos de globularização foram realizados no Laboratório de Tixoconformação do DEF/FEM/UNICAMP em um forno de indução da empresa Norax Canada Inc., a partir de amostras com 25mm de altura por 30mm de diâmetro e com furo de 3,0mm de diâmetro na metade de sua altura, com capacidade de atingir uma

temperatura máxima de trabalho de 1200°C. A bobina utilizada nestes ensaios possuía 116mm de diâmetro interno e 55mm de altura.

A resistência elétrica utilizada para o aquecimento das matrizes tem como objetivo manter uma temperatura de aproximadamente 200°C. Para tanto, essa resistência elétrica possuía uma potência de 6000W.

A célula de carga utilizada para a aquisição da carga do tixoforjamento possui quatro sensores (extensômetros elétricos) ligados em ponte de *Wheatstone*, a mesma foi instalada no parafuso de ajuste da altura do martelo da prensa excêntrica. Já o sensor de deslocamento utilizado para o controle do deslocamento foi instalado no martelo da prensa.

O sistema de aquisição de dados foi utilizado para tratar os sinais emitidos pela célula de carga, pelo sensor de deslocamento e pela temperatura, via *software* LabVIEW. Vale ressaltar que todo o conjunto de equipamentos utilizados na realização do tixoforjamento foi devidamente calibrado.

3.5.1. Ensaio de tixoforjamento em prensa excêntrica

Após a montagem e calibração do conjunto de equipamentos, foi iniciada a execução dos pré-ensaios de tixoforjamento da liga no estado semissólido. O procedimento estabelecido para a realização dos pré-ensaios de tixoforjamento consistia no aquecimento dos corpos de prova, bem como no aquecimento da matriz pela resistência elétrica.

O corpo de prova era inserido no forno indutivo através de um dispositivo e com um termopar tipo K, *CromelAlumel*, fixado em seu interior. Após o alcance da temperatura relativa às frações sólidas de 45% e 60% e os tempos de globularização de 0s e 210s, o corpo de prova era transferido para a matriz inferior, retirando o termopar de sua extremidade. Posicionado o corpo de prova dentro da matriz inferior, assim sendo era acionado o sistema de aquisição de dados e logo em seguida o pedal de acionamento mecânico da prensa.

Para facilitar a remoção da peça da cavidade inferior da matriz após a tixoforjamento, foi utilizada a aplicação de um desmoldante tipo comercial. A utilização desse produto praticamente eliminou a necessidade da utilização do extrator, uma vez que ele não permitia a aderência da peça nas cavidades e, após alguns segundos da execução do processo, a peça praticamente se soltava da cavidade inferior, bastando, assim, somente o auxílio de uma tenaz para sua retirada.

As dimensões dos corpos de prova utilizados foram de 145 mm de comprimento e 8,5mm de diâmetro e com furo de 1,6mm de diâmetro na metade de seu diâmetro. As peças tixoforjadas foram submetidas ao processo de rebarbação e, em seguida, ao corte em uma serra mecânica na metade de sua largura. Posteriormente, as duas metades foram usinadas no Laboratório de Usinagem do DEF/FEM/UNICAMP para a obtenção de corpos de prova para os ensaios de tração, regido pela norma ASTM B557M-02a (ASTM, 2002), conforme pode ser vista na Figura 3.6.

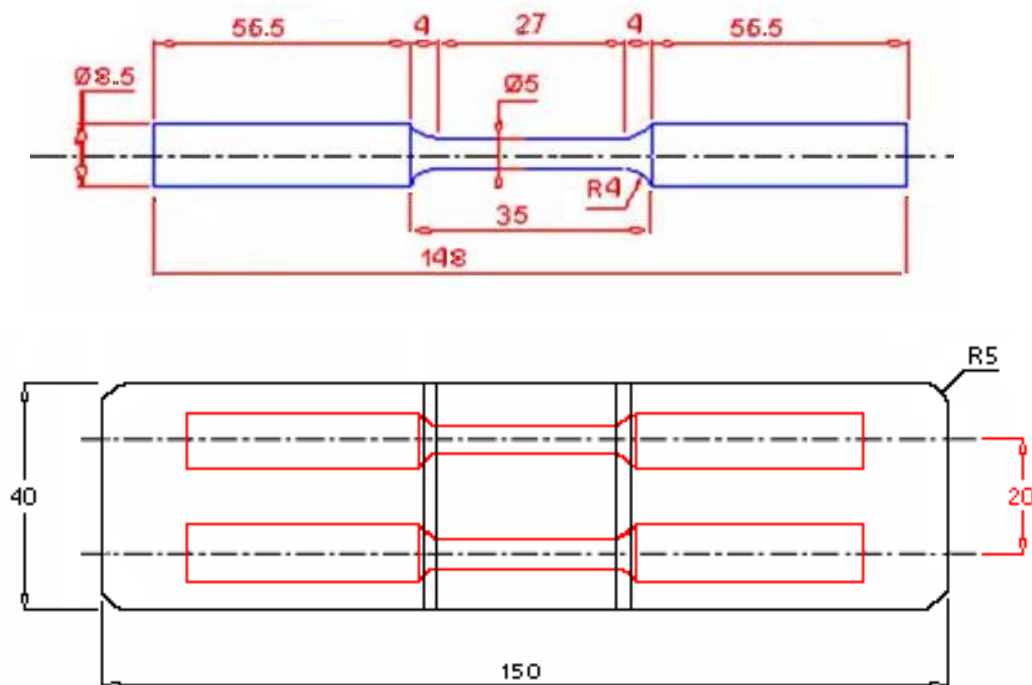


Figura 3.6: Dimensões finais das peças tixoforjadas e dimensões dos corpos de prova para os ensaios de tração.

3.6. Ensaio de tração

O ensaio de tração tem como objetivo determinar algumas propriedades mecânicas do material estudado, como por exemplo, tensão limite de escoamento, alongamento e limite de resistência à tração. Estes ensaios foram realizados no Laboratório de Caracterização de Materiais do DEMa/FEM/UNICAMP em uma máquina universal de ensaios MTS, modelo 810.

Realizaram-se os ensaios de tração no equipamento MTS (Material Testing System) modelo 810, o mesmo equipamento adotado para realizar os ensaios de compressão a quente e calibração da célula de carga. Esse equipamento utiliza, para monitoramento da carga, uma célula de carga

com capacidade de 100 kN, com erro de 1 %. A célula de carga era ligada ao sistema Test Star II, mediante o aplicativo Testware SX, que permite o monitoramento em tempo real dos dados, assim como o processamento em aplicativos para Windows. A velocidade de ensaio utilizada foi de 0,02 mm/s. Como resultado do ensaio de tração, foram medidos e comparados: o limite de resistência à tração (σ_m), o limite convencional de escoamento (σ_e (0,2)) e do alongamento (ϵ). Foram executadas 4 réplicas para a combinação entre a variação da fs e o tempo de permanência, o que fez um total de aproximadamente 60 ensaios.

Os dados de saída da máquina MTS, modelo 810 de ensaios foram, força, deslocamento e tempo para cada instante do ensaio, como já citado anteriormente neste estudo. Através destes dados, foi possível a construção das curvas de tensão versus deformação e cisalhamento versus viscosidade aparente. Para esse ensaio foram utilizadas três réplicas para todas as condições propostas nesse trabalho nas ligas as ligas 2wt%Si, 3wt%Si, 4wt%Si e 7wt%Si, nas fs45% e fs60%, e no material apenas fundido e solidificado.

3.7. Ensaio de Porosidade

Com o objetivo de verificar a presença de poros nas amostras, proveniente da fundição, ocorreu a necessidade de aplicar via método de Arquimedes, o ensaio de porosidade, assim, observou-se o grau de poros presentes nas amostras, utilizando o ensaio de porosidade em todas as ligas estudadas neste trabalho, ou seja, as ligas 2wt%Si, 3wt%Si, 4wt%Si e 7wt%Si, em todas as condições de tempos do tratamento térmico, nas fs45% e fs60%, e no material apenas fundido e solidificado.

Para o ensaio de porosidade via método de Arquimedes as amostras foram cortadas sempre na mesma região, tendo como objetivo, repetitividade nas medições, conforme indicada na Figura 3.7.

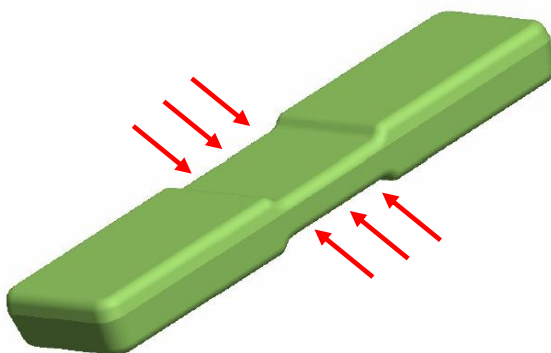


Figura 3.7: Ilustração indicando região selecionado para retirar as amostras para o ensaio de porosidade;
(Adaptado de Lourençato , 2008)

Para cada tamanho de amostra foi adotado um padrão de peso de 5 ± 3 gr nas dimensões $14 \times 12 \times 10 \pm 2$ mm, no qual, as amostras pudessem ser colocadas dentro de uma proveta milimetrada para atender a possibilidade de realização do ensaio. Cada amostra foi colocada e submetida ao ensaio individualmente, ao posicionar a amostra dentro da proveta, utilizou-se água destilada, com o deslocamento de água, ocorreu a mensuração através do menisco, verificando assim a densidade do material. Para cada amostra forem realizadas três medições, garantindo assim repetitividade das medidas.

Através dos valores de densidade real e densidade real calculada de cada amostra se calculou a porosidade, conforme Equações 2.8 e 2.9.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesse capítulo são apresentados e discutidos os resultados referentes à avaliação do tixoforjamento das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu em uma prensa do modelo excêntrica com matriz aberta. A discussão dos resultados segue a mesma ordem do capítulo 3 mencionado neste trabalho.

4.1. Produções de novas ligas Al-Si-Cu

A partir das ligas fundidas foram coletadas amostras para análise de fluorescência de raios-X no laboratório da Companhia Brasileira de Alumínio – CBA, para a quantificação da composição química, verificação de possíveis contaminações no material e garantia que a liga trabalhada condiz com o adotado para a elaboração deste trabalho, ou seja, determinado no balanceamento de massa. Os resultados obtidos a partir da análise de fluorescência de raios-X encontram-se na

Tabela 4.1.

Tabela 4.1: Composição química, em wt%, das ligas conforme análise de fluorescência de raio-X. Destaque para os principais elementos de liga presentes, Si e Cu.

Liga	Elementos de Liga							Densidade Teórica do numero atômico
	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Cu</i>	<i>Ti</i>	<i>Zn</i>	<i>Fe</i>	<i>Mn</i>	
Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu	Balanço	<i>1,86</i>	<i>2,36</i>	<i>0,01</i>	0,02	0,11	0,01	2,845
Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu	Balanço	<i>3,18</i>	<i>2,72</i>	<i>0,01</i>	0,04	0,16	0,01	2,866
Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu	Balanço	<i>4,19</i>	<i>2,77</i>	<i>0,01</i>	0,04	0,23	0,02	2,872
Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu	Balanço	<i>6,61</i>	<i>2,82</i>	<i>0,02</i>	0,03	0,27	0,03	2,873

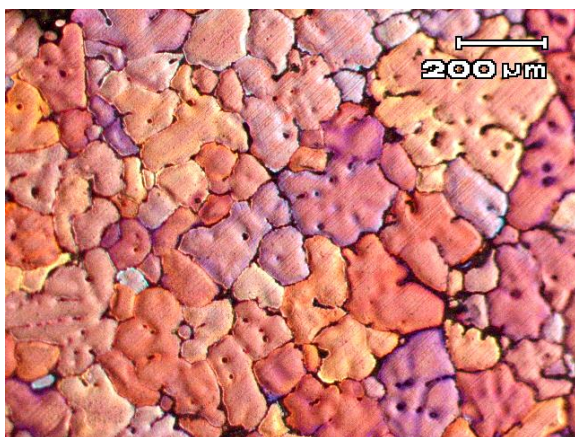
Conforme observado nos trabalhos anteriores e referentes aos processos de pesagem, fundição e análise química se adotou como tolerância $\pm 0,40\text{wt\%}$ para Silício (Si) e $\pm 0,30\text{wt\%}$ para Cobre (Cu). A partir desse princípio observou-se que todas as ligas utilizadas, condizem com a composição química estipulada para o desenvolvimento deste trabalho.

A adição de Cobre nas ligas tem como objetivo diminuir a contração durante a solidificação e melhorar as propriedades mecânicas do material. Outro fator importante no cobre como elemento de liga, é que para o teor inferior a 5,65%wt é viável o tratamento térmico do material.

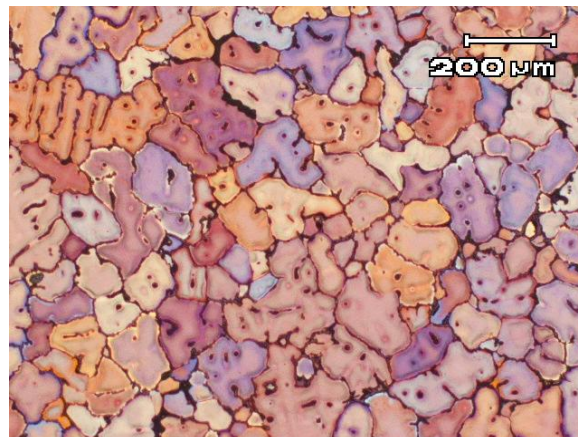
Após a comprovação que as composições químicas das ligas estavam corretas, realizaram-se as respectivas análises de caracterização microestrutural (via metalografia colorida e metalografia

convencional – preto e branco). As Figuras 4.1 (a), (b), (c) e (d) mostram as microestruturas via metalografia colorida e as Figuras 4.2 (a), (b), (c) e (d) mostram as microestruturas das ligas fundidas via metalografia convencional, todas as amostras para análise metalográfica foram preparadas conforme descrito no Item 3.1. Ao se analisar a estrutura obtida nota-se o esperado aumento na quantidade de eutético na liga na medida em que se elevou o teor de Si em sua composição química, podendo esse fato ser visualizado ao se comparar as microestruturas entre as ligas 2wt%Si e 7wt%Si.

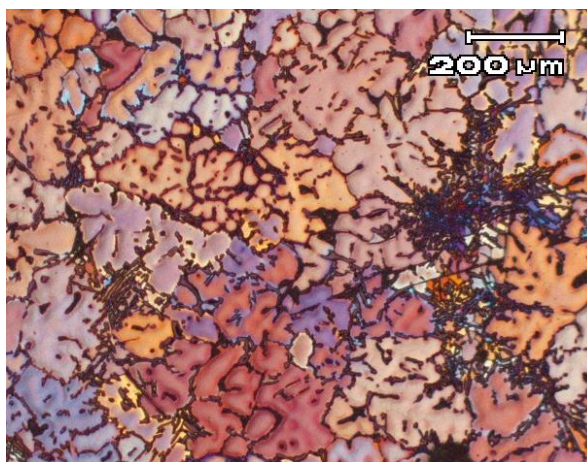
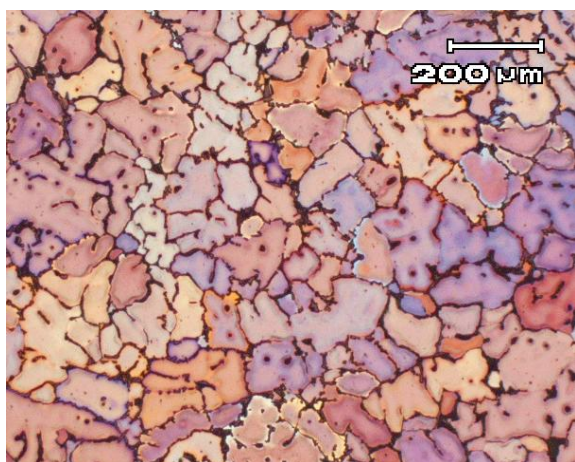
Nota-se que, houve mudança da morfologia na estrutura das ligas na medida em que se elevou a porcentagem de Si, para a liga de 4wt% a formação de rosetas na morfologia apresenta maior constatação, comparado com as demais ligas 2wt%Si e 3wt%Si. Na liga de 7wt%Si ocorreu à presença de alta concentração e coalescimento na fase secundária mostrando-se totalmente dendrítica.



a)



b)



c)

d)

Figura 4.1: Metalografia colorida das ligas fundidas: (a) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, (b) Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, (c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu e (d) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.

Na metalografia colorida as ligas com 2wt%Si e 3wt%Si mostram a morfologia tendendo a uma estrutura mais próxima da globular, entretanto conforme orientação de crescimento dos grãos as ligas estudadas neste trabalho, apresentaram maior robustez na microestrutura, se comparado ao material submetido ao tratamento térmico. Na liga com 4wt%Si é possível a constatação da morfologia com grãos ligeiramente grandes e formação de rosetas na microestrutura. Observou-se o desenvolvimento morfológico da estrutura em rosetas, como sendo a formação microestrutural intermediária entre as estruturas morfológicas dendríticas e globulares.

Com a constituição de diferentes tipos de estruturas, na qual, demonstrou-se que a liga refinadora, adicionada na etapa do processo de fundição, apresentou um comportamento eficiente, tendo a função de auxiliar o efeito de refinador no material, ou seja, apresentou maior quantidade de núcleos nas microestruturas estudadas. Entretanto, obteve-se na liga com 7wt%Si formação morfológica tipicamente dendrítica.

Nas ligas 2wt%Si, 3wt%Si e 4wt%Si ocorreu o leve início de enclausuramento da fase secundária, dentro da partícula primária, sendo a influência do refinador de grãos utilizado no processo de fundição das ligas.

Na Figura 4.1, pode-se comprovar eficácia do ataque eletrolítico com o eletrólito HBF_4 , onde são notados grãos claramente definidos e destacados, processo este satisfatório para uma precisa caracterização morfológica da liga.

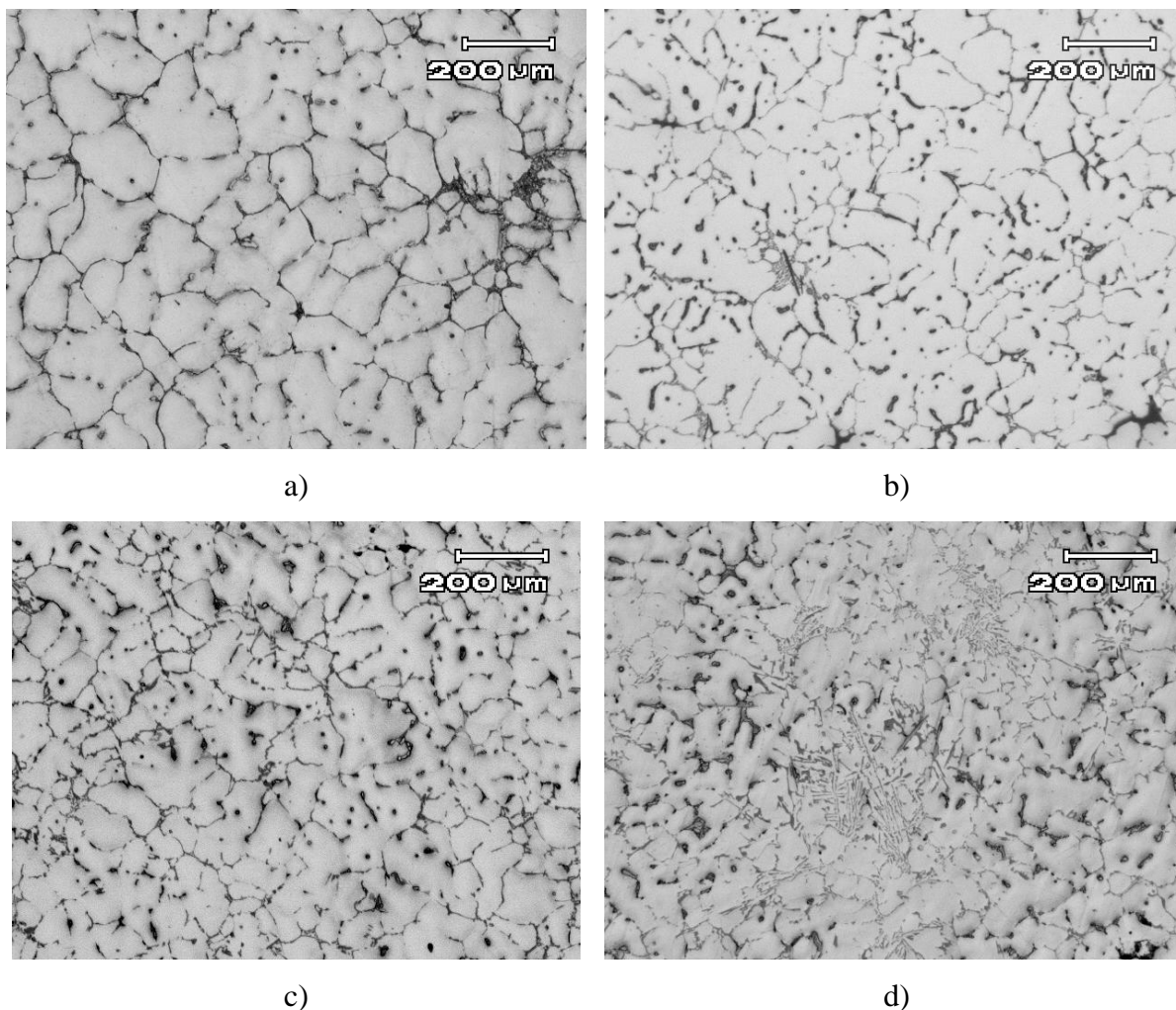


Figura 4.2: Metalografia convencional das ligas fundidas: (a) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, (b) Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, (c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu e (d) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu.

É possível observar, na metalografia convencional a evolução morfológica da microestrutura, sendo a liga 7wt%Si, na qual apresenta maior teor de silício bastante dendrítica, fato que pode ser explicado da mesma maneira apresentado na Figura 4.2. Entretanto, na liga 2wt%Si obteve-se, uma estrutura globular robusta comparado com as demais ligas, nas ligas 3wt%Si e 4wt%Si, a microestrutura apresenta-se com início de formação microestrutural em rosetas.

Lee (1999) e Paes (2004), em seus trabalhos, descreveram uma alteração similar na formação da morfologia das ligas, na medida em que se promove o aumento do silício na composição das ligas, como observado neste trabalho.

A Tabela 4.2 mostra os tamanhos de grão e de glóbulo das estruturas fundidas, com a alta interconexão entre os grãos, portanto glóbulos menores, características estas das ligas fundidas.

Tabela 4.2: Tamanho de grão e de glóbulo das ligas fundidas.

Ligas Fundidas	Grão [μm]	Glóbulo [μm]	Grão/Glóbulo
Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu	95 \pm 13	82 \pm 10	1,2
Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu	104 \pm 26	98 \pm 16	1,1
Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu	113 \pm 15	96 \pm 13	1,2
Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu	206 \pm 45	103 \pm 12	2

De maneira geral, o tamanho de grão na metalografia colorida, apresenta ligeira facilidade de reconhecimento, contrariamente o tamanho de glóbulo, especialmente nas situações com maior tamanho de grão. Deve-se salientar que o tamanho de glóbulo é na realidade o tamanho médio da fase primária observada na microestrutura, que para a estrutura fundida corresponde ao espaçamento dendrítico secundário médio e para as estruturas reofundidas corresponde ao tamanho médio das partículas de fase primária isoladas. As partículas conectadas são contadas como sendo uma única entidade. É importante notar que devido às interconexões existentes na microestrutura, este “tamanho de glóbulo” corresponde apenas em parte ao real tamanho de glóbulo, que na realidade, o tamanho de todo o aglomerado, ou seja, o grão, que pode ser identificação pela orientação de crescimento via metalografia colorida.

Por fim, observa-se que em diversos pontos, ocorreu considerável desenvolvimento de micro poros nas estruturas fundidas. Essa quantidade de poros encontra-se dentro do esperado, uma vez que não se empregou nenhum processo de desgaseificação no decorrer do processo de vazamento das ligas. Entretanto dificultou no processo de preparação dos corpos de prova para a metalografia. Portanto para todos os vazamentos realizados adotou-se o máximo cuidado possível, para se evitar o acréscimo da porosidade. Dentre os cuidados tomados, realizou-se o aquecimento da liga refinadora e do Cobre, antes de serem acrescentados ao material fundido, também é importante ressaltar que, procurou se realizar os vazamentos com a menor turbulência possível.

4.2. Avaliações das temperaturas de trabalho

Nesta etapa do trabalho as análises empregadas visaram à obtenção das temperaturas *liquidus*, *solidus* e as temperaturas de trabalho aplicadas para os tratamentos térmicos nos ensaios de compressão a quente e no processo de tixoforjamento das ligas estudadas. Na literatura não existe um grande consenso sobre qual o método mais preciso e eficaz para a determinação de tais condições de trabalho; Ferrante e Kliauga (2005) empregam as análises de DSC para a

determinação das temperaturas de transformação de ligas A356 extrudadas com erro aproximado de $\pm 2^{\circ}\text{C}$, Liu, Atkinson e Jones (2005), aplicam de método de comparação de predição das temperaturas de trabalho utilizando pacotes computacionais de simulação nos ensaios de DSC, apresentam resultado com temperaturas relativamente próximas em diversos estudos, por sua vez, não determinam nenhuma conclusão realmente irrefutável referente a uma única técnica eficaz e robusta para as análises mencionadas acima, para as técnicas de análises dos ensaios de DSC poderá futuramente ser mais explorado e a partir da obtenção dos resultados uma melhor definição. Para este trabalho adotou-se dois métodos dos mais empregados na literatura, ensaios de DSC e simulação via *software* Thermo-Calc®.

Com os resultados dos ensaios de DSC foi possível desenvolver a curva de fração líquida *versus* temperatura, a partir dos resultados obtidos as temperaturas correspondentes às frações sólidas de 45% e 60% foram diretamente encontradas, assim como a temperatura *liquidus* referente a cada liga Al–Si estudada. Baseado nos ensaios de DSC determinou-se, as curvas da fração líquida *versus* temperatura, conforme a Figura 4.3.

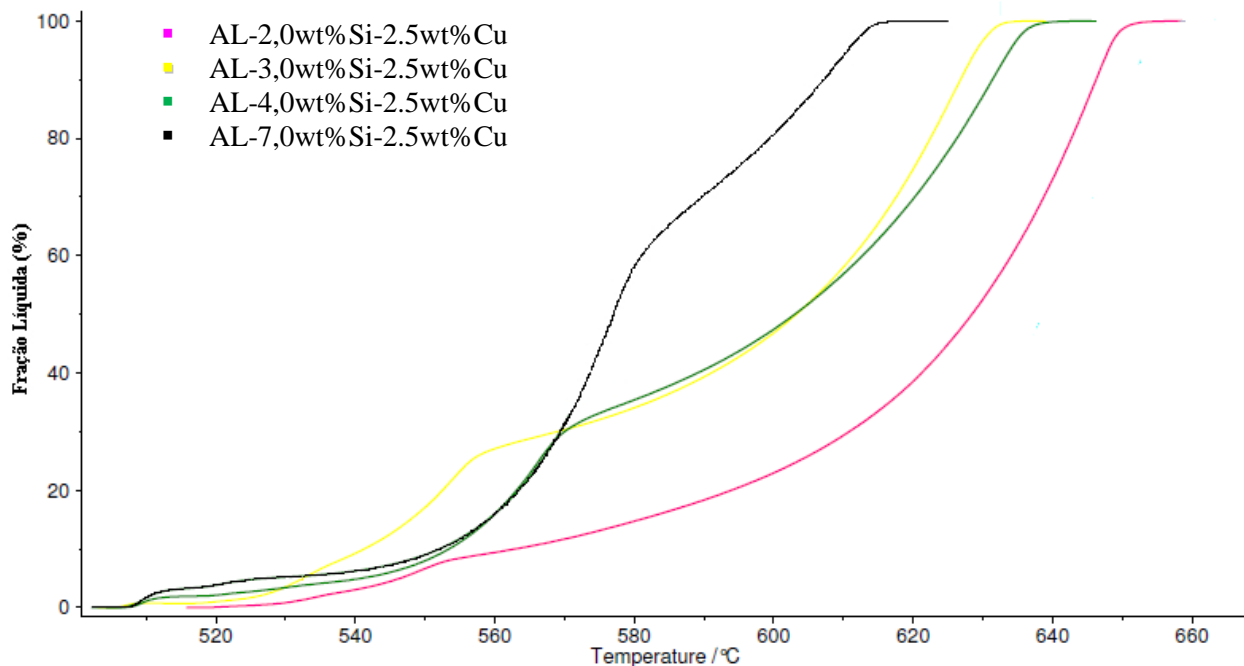


Figura 4.3: Curvas da fração líquida *versus* temperatura para cada liga Al–Si–Cu estudada obtidas através do ensaio de DSC.

Com a obtenção dos resultados dos ensaios de DSC, pôde-se determinar a temperatura *liquidus* e as temperaturas de trabalho correspondentes às frações sólidas de 45% e 60%, ou seja, frações líquidas de 55% e 40%, respectivamente, conforme indica a Tabela 4.3.

Tabela 4.3: Temperatura *liquidus*(*T_l*) e temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60% obtidas através dos ensaios de DSC.

Liga	T. <i>l</i> 100%(°C)	T.fs=45% (°C)	T.fs=60% (°C)
Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu	655	631	621
Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu	637	607	590
Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu	635	608	588
Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu	655	579	573

Vê-se, também, que para as simulações aplicando-se o *software* Thermo-Calc[®] obtiveram-se diretamente para cada liga estudada as curvas de temperatura *versus* fração sólida, de acordo com o mencionado no Capítulo 03, item 3.2. Analogamente aos ensaios de DSC, a partir da obtenção das curvas de temperatura *versus* fração sólida, possibilitou determinar as temperaturas às frações sólidas de 45% e 60% correspondentes, consequentemente as temperaturas *liquidus* das ligas estudadas.

A partir da Figura 4.4 tem-se as curvas de temperatura *versus* fração sólida estimada pelo *software* Thermo-Calc[®] para as ligas com 2,0wt%Si, 3,0wt%Si, 4,0wt%Si e 7,0wt%Si. Na Tabela 4.4 apresenta as temperaturas *liquidus* e as temperaturas respectivas às frações sólidas de 45% e 60% a partir das curvas estimadas pelo *software* Thermo-Calc[®] e DSC.

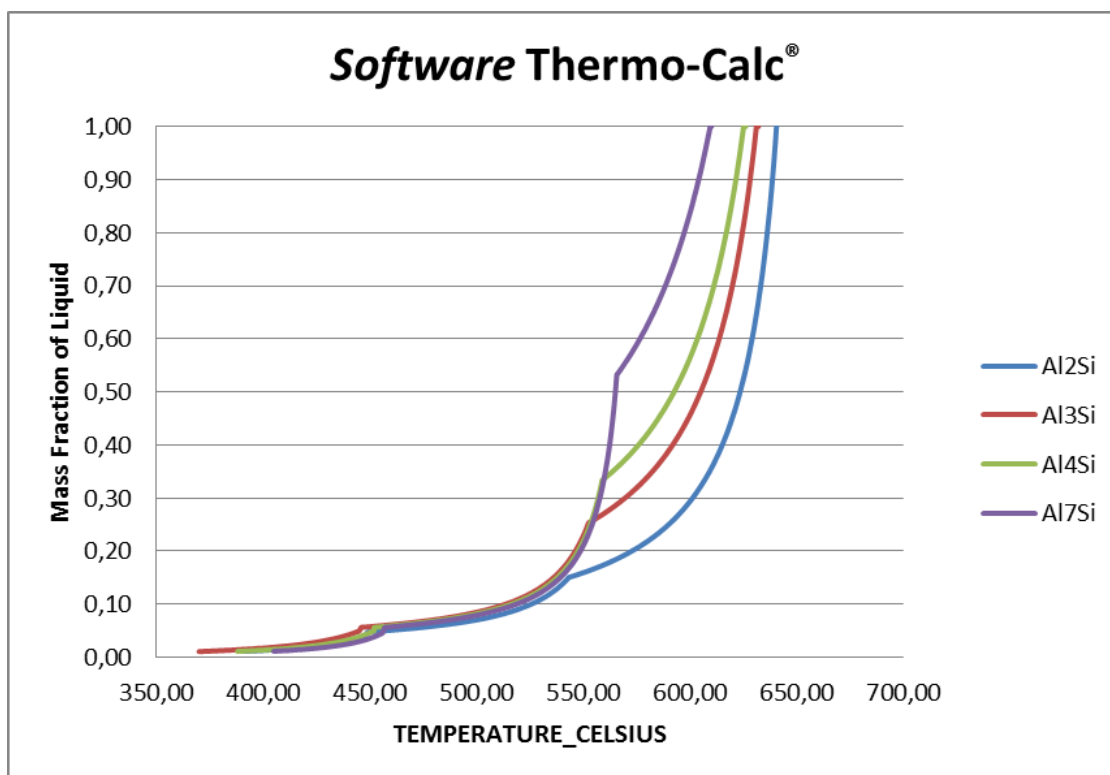


Figura 4.4: Curva da temperatura fração sólida estimada pelo *software* Thermo-Calc® para a liga Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu , Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu , Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu .

Tabela 4.4: Comparação entre as Temperaturas liquidus e temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60% obtidas através de simulações no *software* Thermo-Calc® e DSC.

Liga	Tl(°C)	T. fs=45% (°C)		T.fs=60% (°C)	
	TC*	TC*	DSC*	TC*	DSC*
Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu	638	626	631	615	621
Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu	630	610	607	593	590
Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu	627	599	608	576	588
Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu	607	569	579	562	573

Obs. TC = Thermo-Calc® e DSC = Calorimetria Exploratória Diferencial

Verificou-se que, para cada ensaio foram fornecidas temperaturas diferentes para as frações sólidas de 45% e 60% entre os métodos de simulações no *software* Thermo-Calc® e DSC que apresentou variação de temperatura de 3°C a 12°C. Entretanto, todas as temperaturas obtidas foram testadas nos ensaios de compressão a quente, com a intenção de se determinar quais seriam as melhores combinações de temperaturas para cada liga; as temperaturas obtidas através dos ensaios de DSC com natureza química de menor teor de Silício, apresenta-se mais próximas a

temperatura *liquidus* e causaram a fusão das ligas durante os ensaios prévios de compressão a quente com exceção feita à liga 7wt%Si, que apresentou melhor comportamento nas temperaturas relativas à fs=45% e 60% via Thermo-Calc.

As temperaturas relativas à fs=45% e 60% para as ligas 2wt%Si, 4wt%Si e 3wt%Si foram determinadas pelo *software* Thermo-Calc®, uma vez que as temperaturas de DSC testadas causaram a fusão das ligas durante os testes de compressão das primeiras amostras. Entretanto para a liga 7wt%Si as temperaturas relativas a fs=45% e fs=60% obtidas pelo ensaio de DSC, mostraram-se coerentes durante os ensaios de compressão a quente, uma vez que os testes de compressão a quente realizados nas temperaturas encontradas pelo *software* Thermo-Calc®, apresentaram amostras próximas ao estado de fusão do material. Portanto, a Tabela 4.5 apresenta todas as temperaturas de trabalho adotadas neste trabalho, aplicadas nos tempos de tratamento térmico e nos ensaios de compressão a quente das ligas.

Tabela 4.5: Temperaturas equivalentes às frações sólidas de 45% e 60% empregadas nos ensaios de tratamento térmico e compressão a quente.

Liga	T.fs=45% (°C)	T.fs=60% (°C)
Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu	626 ^a	615 ^a
Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu	609 ^a	592 ^a
Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu	599 ^a	580 ^a
Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu	580 ^b	575 ^b

a: temperatura obtida através de simulação via *software* Thermo-Calc®.

b: temperatura obtida através de ensaio de DSC.

4.3. Caracterização microestrutural

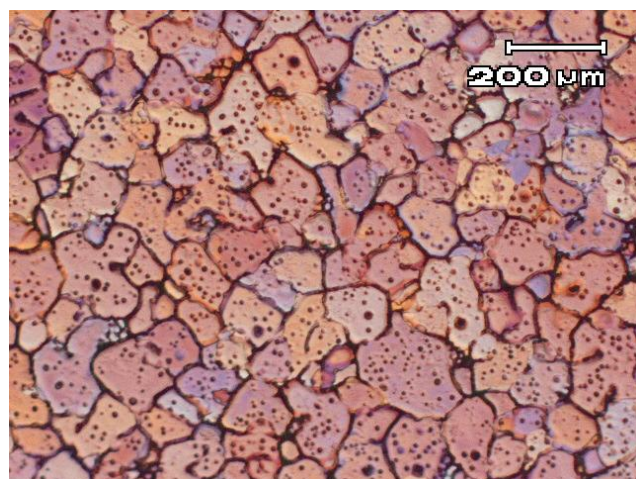
Nesta etapa do trabalho serão discutidas, as caracterizações microestruturais realizadas via metalografia colorida e metalografia convencional das temperaturas correspondentes às frações sólidas de 45% e 60%. Iniciou-se com a execução da preparação das amostras que foram realizadas com auxílio de técnicas metalográficas para a análise morfológica das estruturas, as caracterizações apresentam a estrutura das ligas; fundidas e tixoforjadas (tratadas termicamente nas temperaturas para fs45% e fs60% nos tempos de tratamento térmico em 0s e 210s), realizando

a contagem de tamanho de partícula primária ou tamanho de glóbulo, tamanho de grão, determinação do fator de forma (SF) e cálculos do RQI .

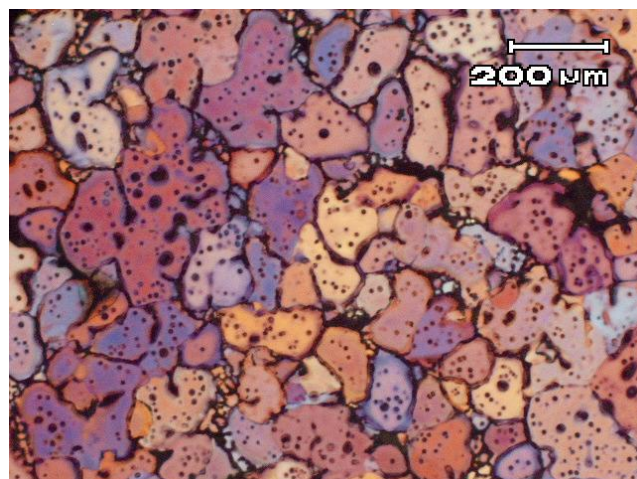
4.3.1. Caracterização microestrutural - metalografia colorida

Neste tópico são apresentadas as metalografias coloridas referente as ligas Al–2,0wt%Si–2,5wt%Cu , Al–3,0wt%Si–2,5wt%Cu , Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu e Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu na Figura 4.5 até a Figura 4.8, são apresentadas as amostras tixoconformadas submetidas ao tratamento térmico em $fs=45\%$ e $fs=60\%$ nos tempos de 0s e 210s, respectivamente.

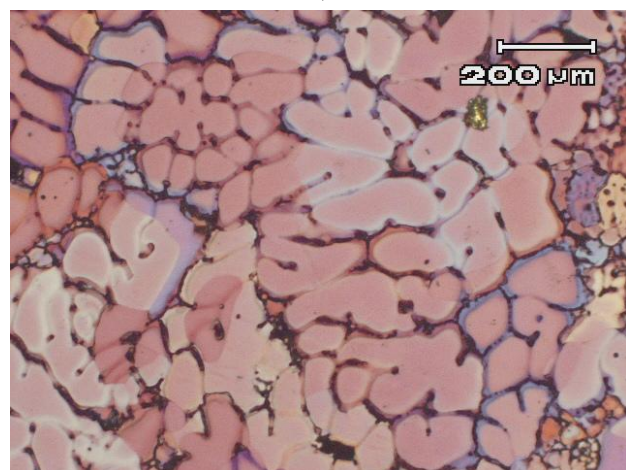
Através do ataque eletrolítico com o eletrólito $HB\text{F}_4$, ou seja, no processo de polarização das amostras, na metalografia colorida, obtivemos a orientação de crescimento dos grãos de forma que, foi capaz identificar com a acuracidade necessária o tamanho de grão das amostras, conseqüentemente, os cálculos do RQI e análise da evolução morfológica das ligas.



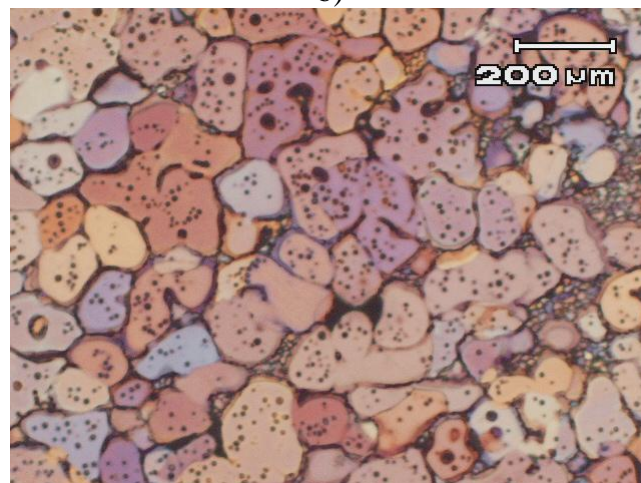
a)



b)



c)



d)

Figura 4.5: Metalografia colorida da liga tixoforjada Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.

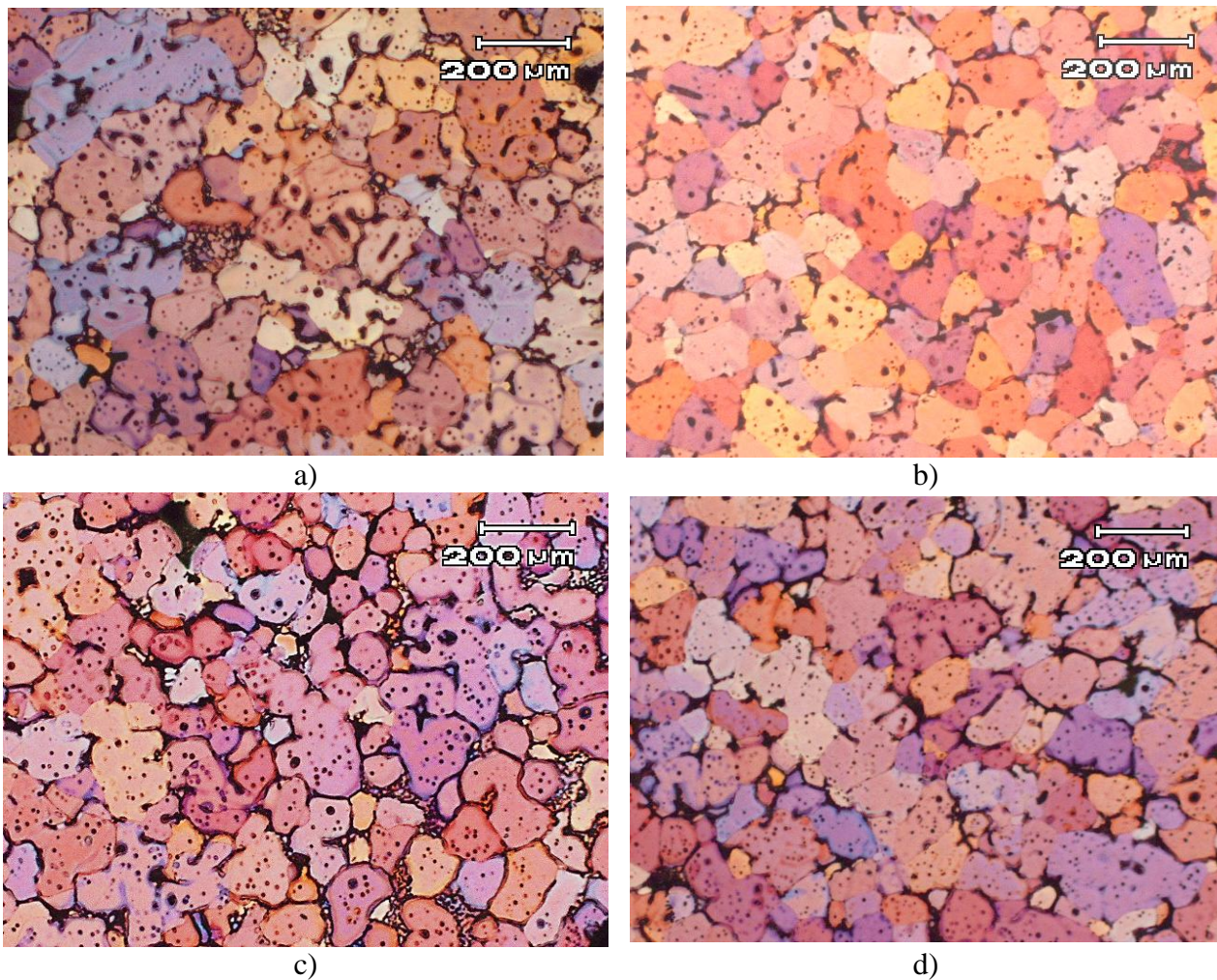


Figura 4.6: Metalografia colorida da liga tixoforjada Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.

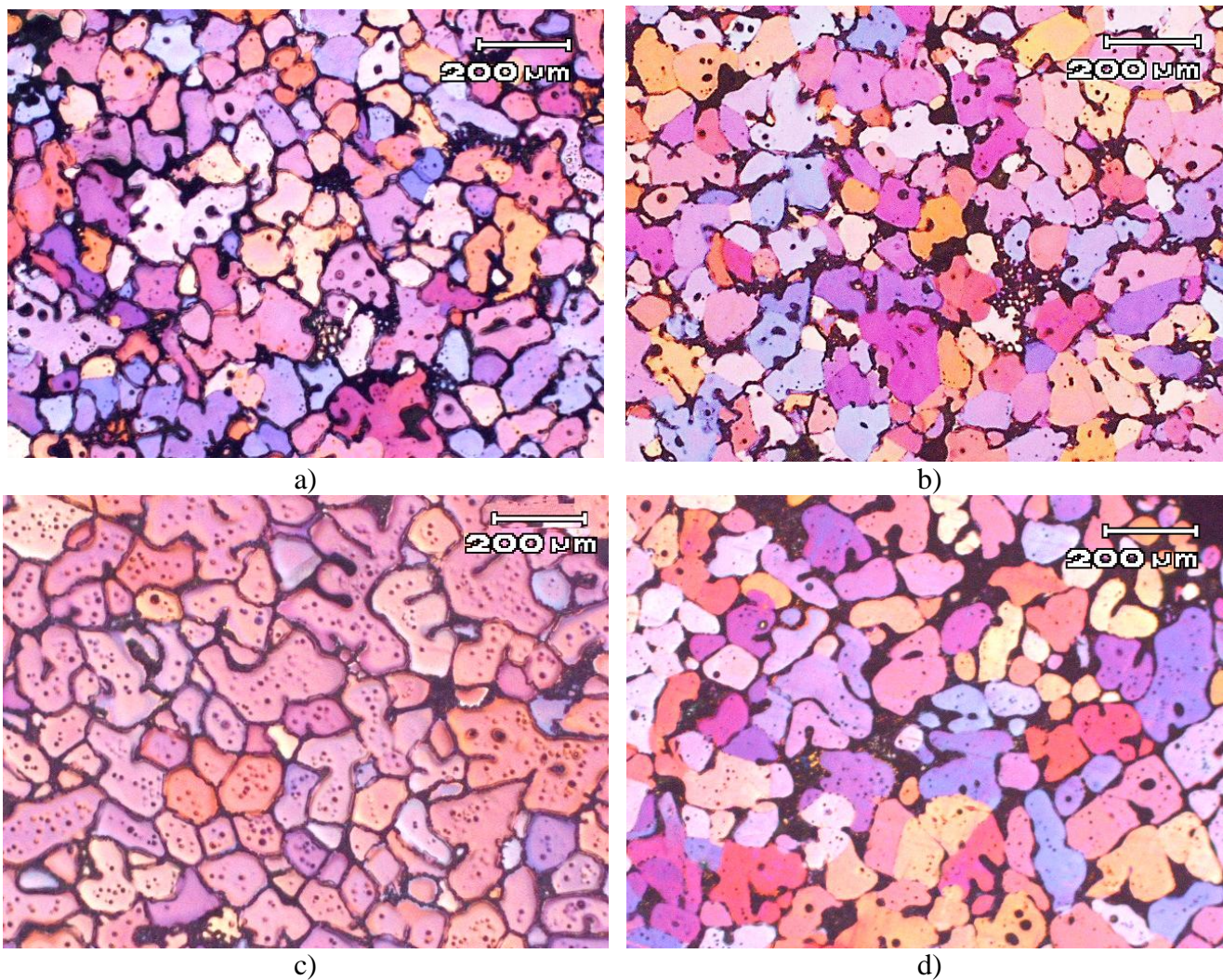


Figura 4.7: Metalografia colorida da liga tixoforjada Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.

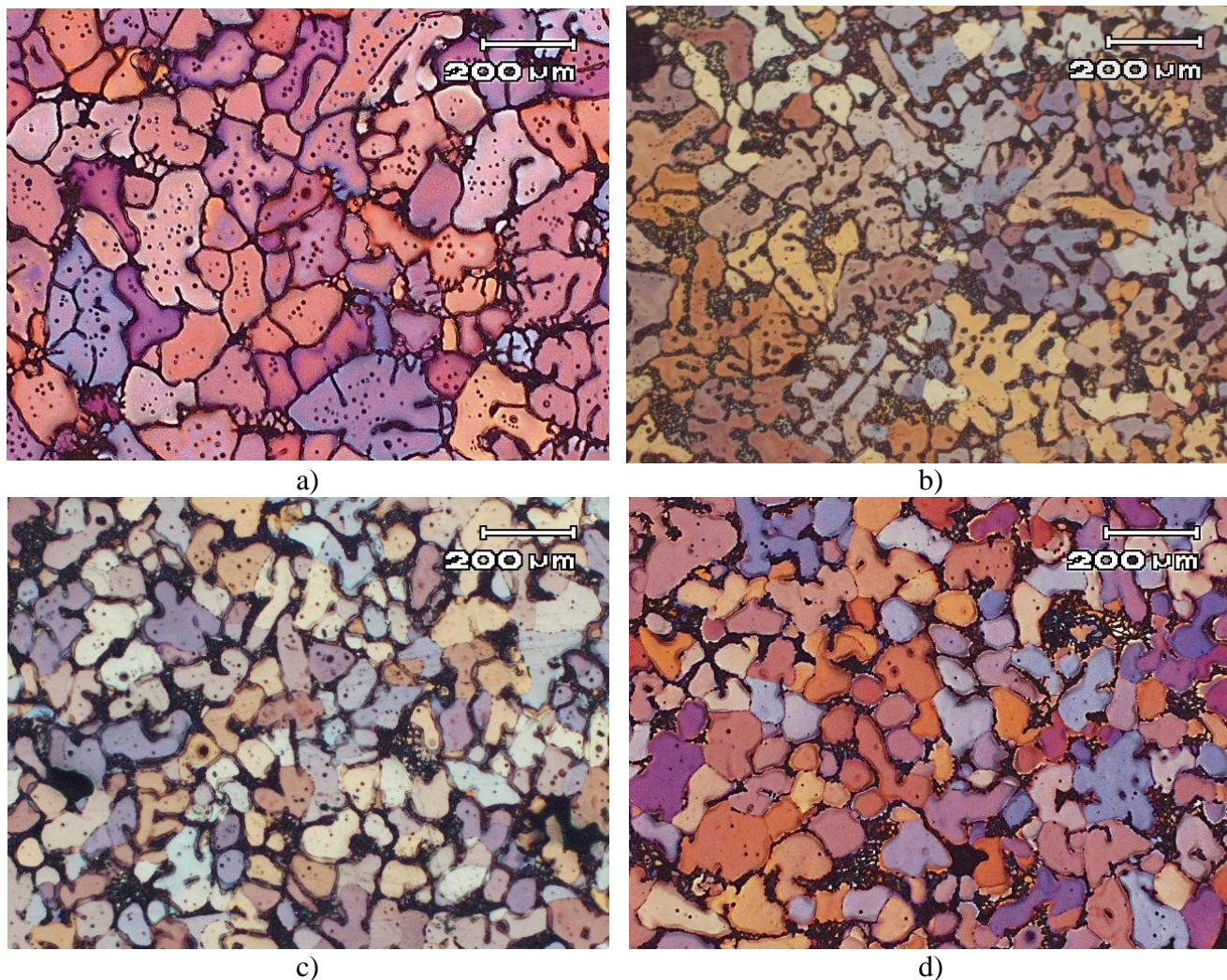


Figura 4.8: Metalografia colorida da liga tixoforjada Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.

As Figuras 4.5 e 4.6 mostram a metalografia colorida das ligas 2wt%Si e 3wt%Si tratadas para fs=45% e fs=60% nos tempos de tratamento térmico em 0s e 210s, as mesmas apresentaram evolução morfológica das estruturas em forma de rosetas, devido aos efeitos de coalescência e mecanismo de *Ostwald ripening* ambos proporcionais ao tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico. Conforme mencionado anteriormente, nos processos via mecanismo de *Ostwald ripening* e coalescimento há o desaparecimento de ramos dendríticos secundários e o engrossamento dos ramos primários, levando a uma rápida globularização no qual, é observado na evolução morfológica das ligas, com a formação de rosetas na estrutura, demonstrando o início do processo de globularização da estrutura.

Para as ligas em 2wt%Si e 3wt%Si em comparação as demais ligas estudadas, em média obtivesse grãos maiores na evolução morfológica, ocorrendo o aumento da fase secundária na

partícula primária, ou seja, o aumento da fase eutética dentro da partícula primária do material, em comparação ao material fundido, conforme Figura 4.1 (a) e (b).

Na Figura 4.5 (c) a liga de 2wt%Si em fs45% com tempo de tratamento térmico de 210s, apresentou estrutura em forma de roseta maior em comparação as demais condições da liga 2wt%Si e o aumento significativo dos braços primários na estrutura, essa diferença de comportamento, por sua vez esperado, pode ser explicado com o aumento de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico, ou seja, a mesma permaneceu em fs45% por 210s e apresentou maior porcentagem de fração líquida de 55% obtendo maior tempo de resfriamento, o mecanismo de *Ostwald ripening* e processo de coalescimento em evidência, somente iniciando o processo de globularização do material, esse comportamento foi observado nas ligas de 2wt%Si e 3wt%Si.

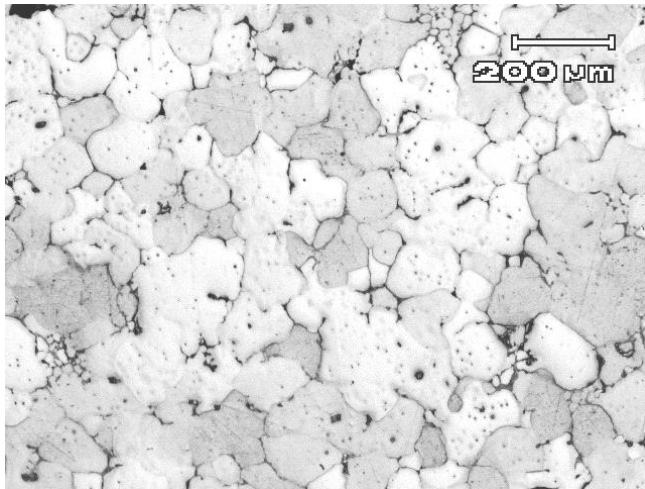
Na liga 4wt%Si tratadas para fs=45% e fs=60% nos tempos de tratamento térmico em 0s e 210s conforme Figura 4.7 há um ligeiro predomínio de estruturas com grãos menores em comparação com as ligas de 2wt%Si, 3wt%Si e 7wt%Si, e para a liga tratada no tempo de 210s, a estrutura torna-se com maiores grãos, devido principalmente, aos efeitos de coalescência e mecanismo de *Ostwald ripening*, ambos dependentes do tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico, mostrando grãos em forma estrutural de rosetas e globulares. Para a liga tratada no tempo em 0s com porcentagem de fs=45% quanto para fs=60% a estrutura apresenta homogeneidade no material devido à orientação de crescimento dos grãos via polarização. Entretanto somente através do estudo do Fator de forma e RQI *Rheocast Quality Index* será possível determinar o comportamento reológico do material em diferentes tempos de tratamento térmico.

Por fim, as ligas 7wt%Si Figura 4.8 mostraram-se com alta concentração na fase secundária dendrítica na estrutura, desde o tempo de tratamento térmico em 0s até o tempo de 210s na fs45% e fs60%, devido ao aumento gradativo do teor de silício nas ligas. Nas Figuras 4.8(a) e (b) com tempo de tratamento térmico em 0s o material apresentou em média o comportamento de uma estrutura dendrítica, gerando a perda de eficiência do agente refinador utilizado, neste caso a liga Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B. Comportamento por sua vez esperado, em comparação ao material fundido e solidificado, Figura 4.1 (c). Para as ligas tratadas no tempo de 210s, a estrutura torna-se majoritariamente em forma de rosetas, ou seja, com alta concentração de braços dendríticos na fase primária; devido principalmente, aos efeitos de coalescência e mecanismo de *Ostwald ripening*, ambos dependentes do tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico.

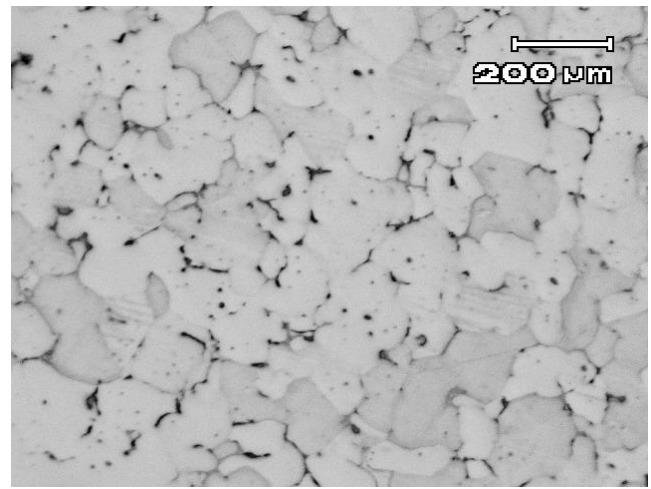
Vale ressaltar que, o aumento dos teores de silício influenciaram os resultados no desenvolvimento morfológico da estrutura, de forma que, para maiores teores de silício, mais efetivo será o resultado, com a melhor resolução dos grãos na fase secundária da estrutura, ou seja, na fase eutética do material. Entretanto somente através do estudo do Fator de forma e RQI *Rheocast Quality Index* será possível determinar o comportamento reológico do material em diferentes tempos de tratamento térmico.

4.3.2. Caracterização microestrutural por metalografia convencional

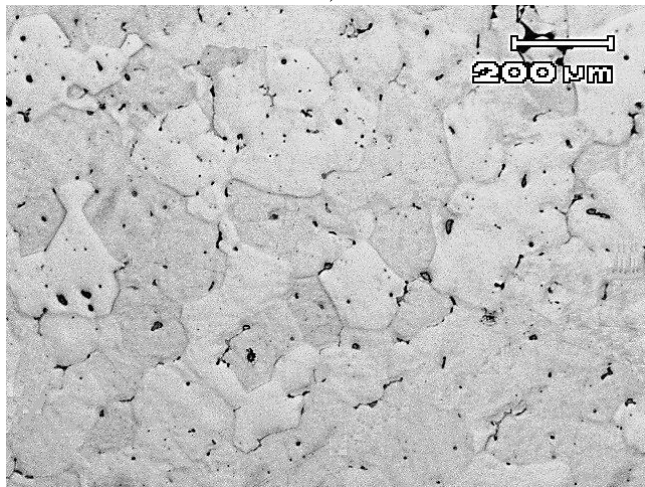
Neste tópico apresentam-se, as amostras submetidas à metalografia convencional das ligas 2wt%Si, 3wt%Si, 4wt%Si e 7wt%Si tixotônicas tratadas para $f_s=45\%$ e $f_s=60\%$ nos tempos de tratamento térmico em 0s e 210s, respectivamente. No processo de análise do estudo morfológico via metalografia convencional ou micrografia, através do ataque via uma solução Fluorídrica a 1,0%, em geral se observou grande influência do teor de silício para determinar o tamanho de glóbulos, no qual, nas ligas 2,0wt%Si e 3,0wt%Si não apresentou quantidade significativa de fase secundária e assim dificultando a acuracidade na determinação do tamanho de glóbulo, conseqüentemente, a necessidade dos cálculos do fator de forma e RQI para análise da evolução morfológica. Para maiores teores de silício presentes nas ligas com 4,0wt%Si e 7,0wt%Si ocorreu a influência sobre o efeito refinador da liga inoculante, ou seja, a liga refinadora Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B, utilizado na etapa da fundição das ligas estudadas neste trabalho.



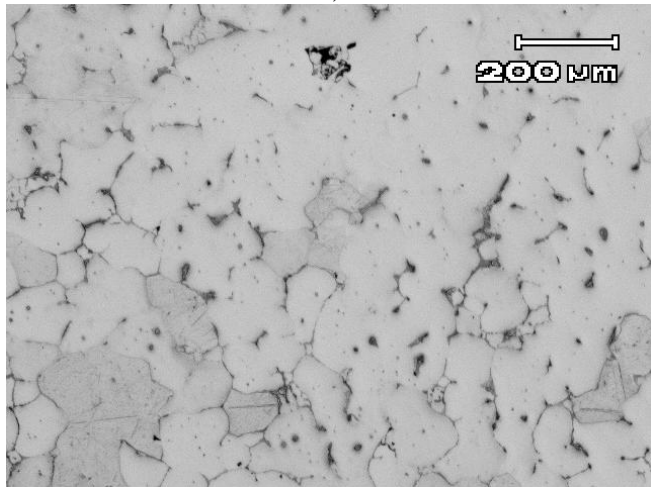
a)



b)



c)

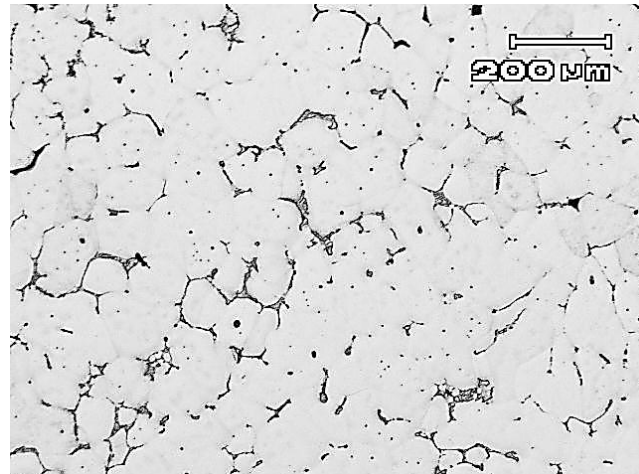


d)

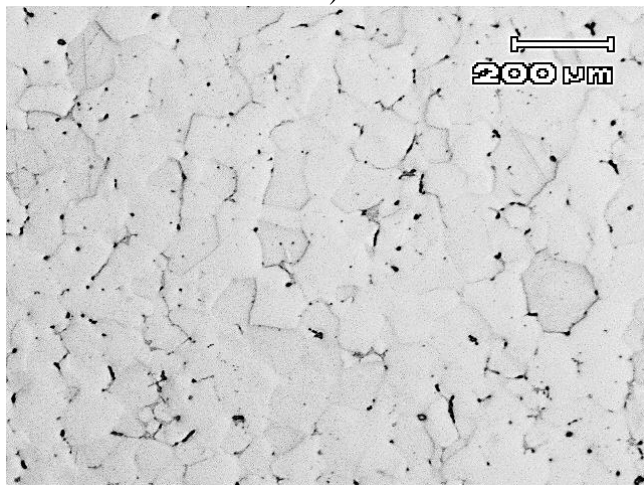
Figura 4.9: Metalografia convencional da liga tixoforjada Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.



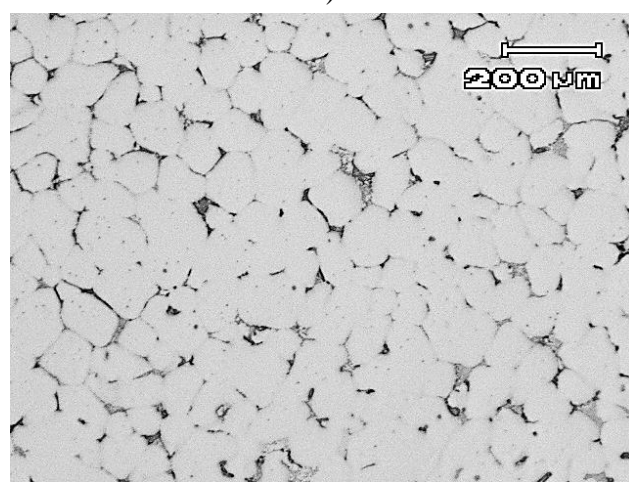
a)



b)

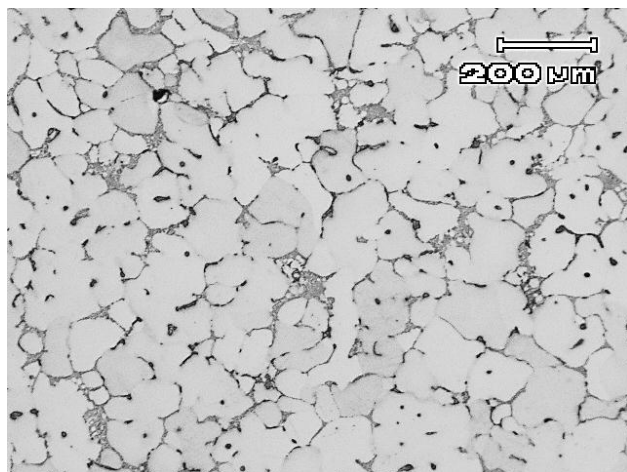


c)

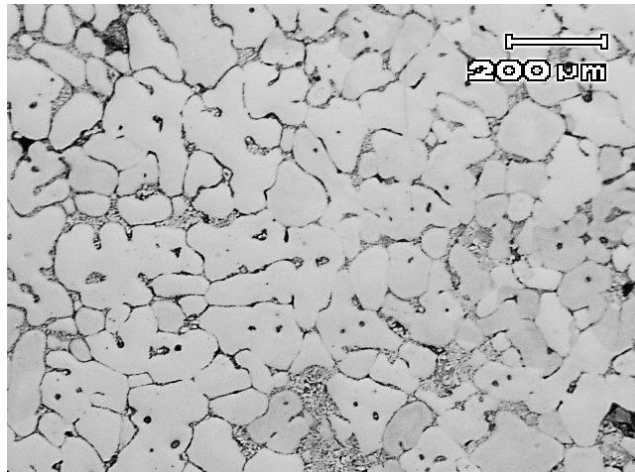


d)

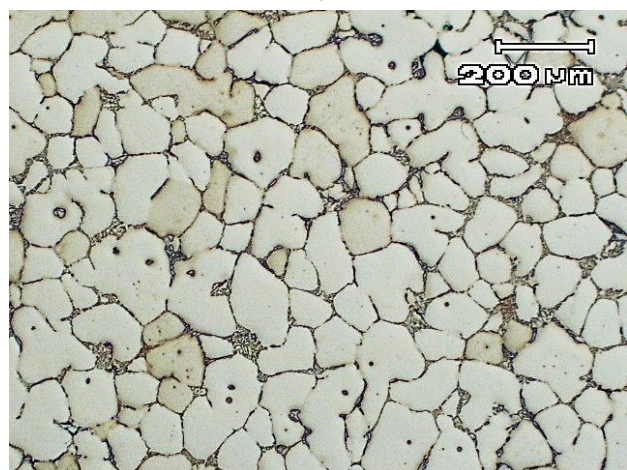
Figura 4.10: Metalografia convencional da liga tixoforjada Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.



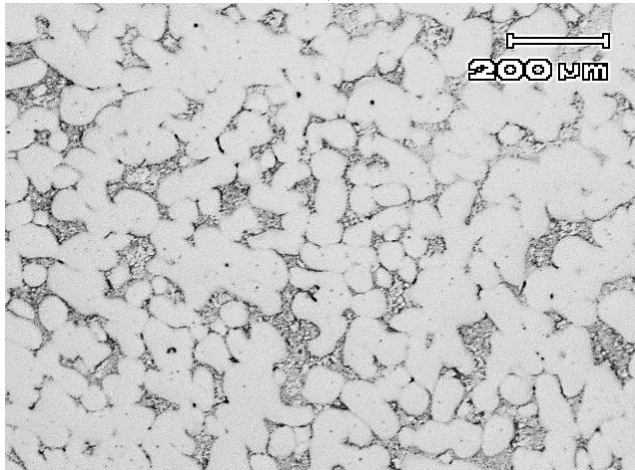
a)



b)



c)



d)

Figura 4.11: Metalografia convencional da liga tixoforjada Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.

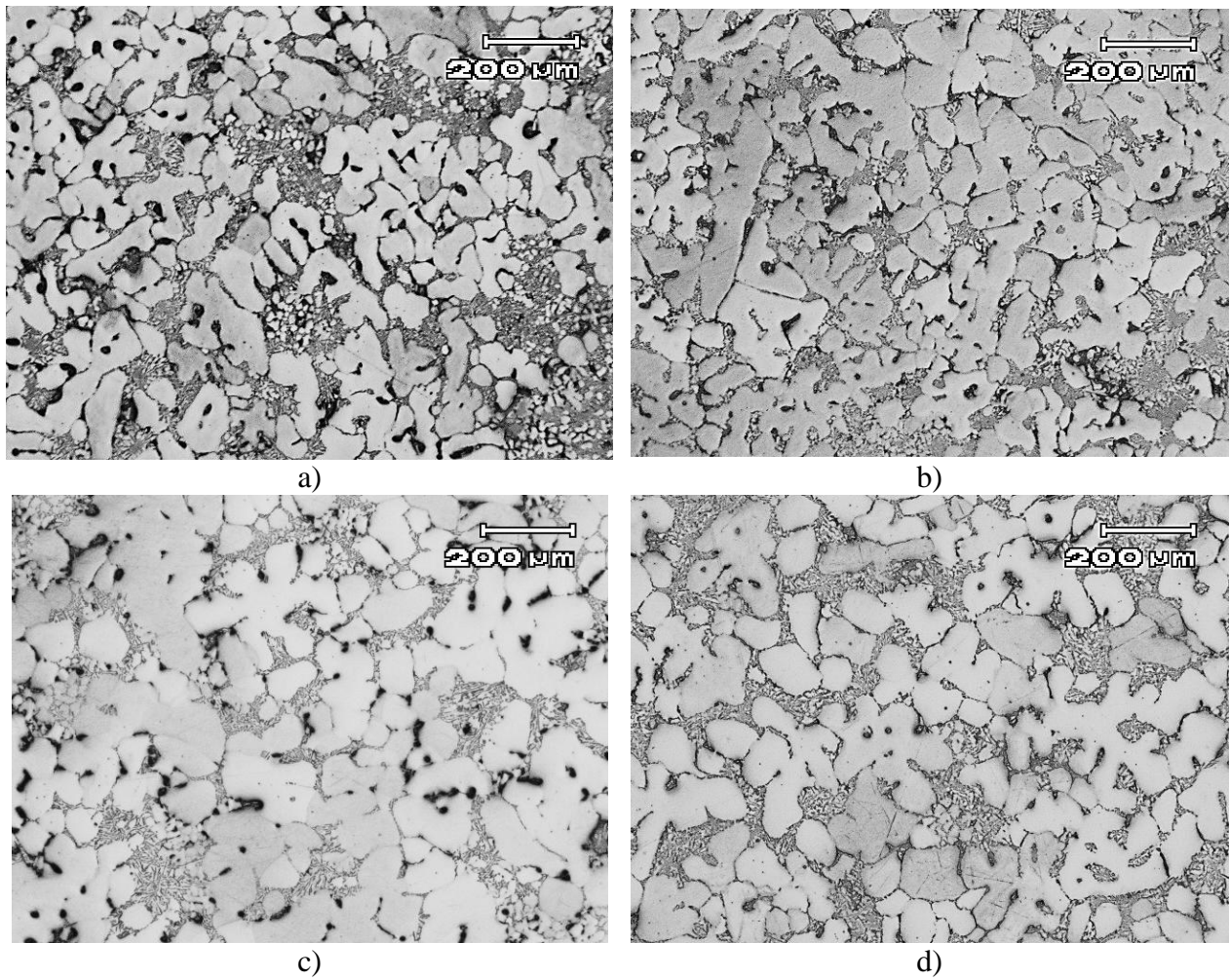


Figura 4.12: Metalografia convencional da liga tixoforjada Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs e 60%fs nos tempos de tratamento em 0s e 210s. a) fs45% 0s, (b) fs60% 0s, (c) fs45% 210s e (d) fs60% 210s.

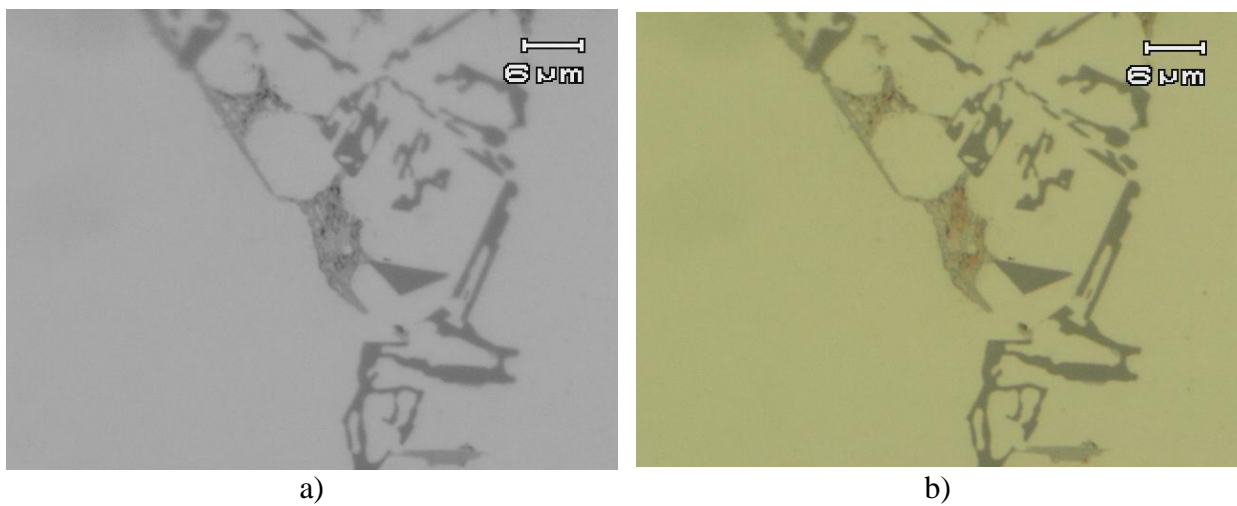


Figura 4.13: Metalografia convencional da liga tixoforjada Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu tratada termicamente para 45%fs no tempo de tratamento em 210s. a) com filtro branco e preto, (b) sem filtro.

De maneira geral, tais figuras apresentaram desenvolvimento morfológico muito semelhantes às já discutidas para a metalografia colorida. Entretanto, as Figuras 4.9 e 4.10 via metalografia convencional das ligas 2wt%Si e 3wt%Si tratadas para fs=45% e fs=60% nos tempos de tratamento térmico em 0s e 210s, apresentaram um percentual baixo de fase secundária, ou seja, diminuição na fase eutética, em comparação as ligas 4wt%Si e 7wt%Si, dificultando determinar o tamanho de glóbulo, contudo, para as ligas 2wt%Si e 3wt%Si se observou em média um ligeiro aumento no tamanho dos glóbulos primários durante a evolução morfológica proporcional ao tempo de tratamento térmico, comportamento por sua vez esperado, podendo ser explicado com o aumento de permanência da liga na temperatura de tratamento térmico determinado.

É possível observar, particularmente para a liga 4wt%Si na Figura 4.11 com fs=45% e fs=60% nos tempos de tratamento térmico de 0s e 210s respectivamente, para todas as condições, na qual, a liga 4wt%Si foi submetida, notou-se a evolução morfológica dos glóbulos com perfeita definição no contorno do glóbulo primário, facilitando identificar o tamanho de glóbulo na microestrutura. Para o tempo de tratamento térmico em 0s a microestrutura apresenta-se em forma de rosetas com fase secundária no glóbulo primário, portanto ocorreu o mecanismo de *Ostwald ripening* e processo de coalescimento na formação da microestrutura, entretanto a estrutura se manteve em forma de rosetas, somente iniciando o processo de globularização, conforme mencionado anteriormente no item 2.2. do Capítulo 02 deste trabalho, para o mecanismo de *Ostwald ripening* e processo de coalescimento dependem do tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico, para finalização do processo e obtenção de uma microestrutura totalmente esferoidizada Para o tempo de tratamento térmico em 210s em fs45% a microestrutura apresenta-se com glóbulos primários bastante esferoidizados, para o tempo de tratamento térmico em 210s em fs60% ocorreu à formação da microestrutura em forma de rosetas com coalescimento do precipitado, ou seja, alta concentração em áreas isoladas de fase eutética na microestrutura, outro ponto importante observado na fase eutética, é que a mesma apresentou características dendríticas.

É importante ressaltar que, somente através do estudo do fator de forma e RQI *Rheocast Quality Index* será possível determinar o comportamento reológico do material em diferentes tempos de tratamento térmico.

Por fim, a liga 7wt%Si, na Figura 4.12 com fs=45% e fs=60% nos tempos de tratamento térmico em 0s e 210s respectivamente, mostram que, com o aumento dos teores de silício na liga,

ocorre influência significativa na formação de uma microestrutura com comportamento em média mais dendrítico, comparado com as ligas 2wt%Si, 3wt%Si e 4wt%Si o desenvolvimento morfológico de comportamento dendrito para a liga de 7wt%Si é notória. Portanto em todas as condições a liga de 7wt%Si apresenta-se em média sob o comportamento dendrítico, gerando alta concentração de precipitado dendrítico no contorno dos glóbulos primários.

Na Figura 4.13, notou-se que, a liga 7wt%Si com 45%fs no tempo de tratamento de 210s no microscópio óptico com magnificação de 500x, removendo o filtro branco e preto da imagem do microscópio optico é possível observar a imagem conforme lente ocular do mesmo, Figura 4.13 (b), a microestrutura conforme ocular, apresenta a formação de uma concentração de partículas ricas em cobre ou fases intermetálicas com partículas ricas em cobre, para este trabalho as amostras não foram submetidas à análise química via microscopia de varredura (MEV), portanto determinar e quantificar a porcentagem encontrada em cada fase intermetálica é impossível. Entretanto conforme Tabela 4.1 na composição química da liga 7wt%Si, a mesma apresentou concentração de 2.28wt%Cu, em comparação com as ligas de 2wt%Si, 3wt%Si e 4wt%Si a liga de 7wt%Si determinando maior teor de cobre. Entretanto somente para ligas com teor de cobre acima de 5.64wt%Cu apresenta inviabilidade no tratamento térmico, valores inferiores a 5.64wt%Cu auxiliam nas propriedades mecânicas do material.

Neste trabalho observou que ligas com maior teor de silício apresentam dificuldade no processo de globularização e microestruturas com fase secundária altamente dendrítica, comportamento por sua vez esperado, sendo que com o aumento dos teores de soluto em uma liga gera o aumento do super-resfriamento constitucional, e respectiva instabilização da interface sólido/líquido durante a solidificação, induzindo o crescimento dendrítico e, logo, suprimindo os efeitos de globularização desejados (GARCIA, 2001) deixando o processo mais difícil de ser controlado.

Conforme observado nas ligas 4wt%Si com fs60% em tempo de tratamento térmico de 210s e em todas as condições da liga 7wt%Si ocorreu um aumento do tamanho dos precipitados, o que pode ser explicado pelos fenômenos de coalescimento dos precipitados, onde ocorre aumento de partículas maiores através da incorporação de átomos das partículas menores que, em consequência, tendem a desaparecer por dissolução (SANTOS, 2006).

4.3.3. Caracterização analítica microestrutural

Na caracterização analítica das ligas desenvolvidas neste trabalho, tem-se as medições de tamanho de grãos, oriundos da metalografia colorida das ligas, as medições de tamanho de glóbulo primário, fator de forma e RQI, que traçam uma relação entre a metalografia colorida e a metalografia convencional. Vale lembrar que o fator de forma adotado neste trabalho, foi o parâmetro circularidade, e que, quanto mais próximo de “1”, mais globular a estrutura será, conforme Equação 2.7 do Capítulo 02.

Percebe-se, a partir da Tabela 4.6 que os tamanhos médios de grãos apresentaram tendência crescente da liga fundida até à liga tratada em 210s, confirmando as avaliações qualitativas expostas nos itens 4.3.1 e 4.3.2 desde capítulo, o que demonstra claramente os efeitos de coalescência e mecanismo de *Ostwald ripening*, ambos dependentes do tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico.

Tabela 4.6 Tamanho médio de glóbulo primário (TGl), Tamanho médio de grão (TGr) fator de forma (SF) e *Rheocast Quality Index* (RQI) para cada condição de ensaio proposta.

Liga	Fs(%)	TT (seg)	TGl (μm)	TGr (μm)	SF	RQI
Al– 2,0wt%Si– 2,5wt%Cu	Fundida		95±13	82±10	0,39±0,02	0,34
	45	0	96±25	79±11	0,55±0,05	0,45
		210	110±16	89±15	0,52±0,03	0,42
	60	0	107±17	93±9	0,49±0,12	0,42
		210	112±15	102±17	0,48±0,05	0,44
Al– 3,0wt%Si– 2,5wt%Cu	Fundida		104±26	98±16	0,24±0,11	0,23
	45	0	105±14	99±23	0,46±0,07	0,43
		210	118±15	112±23	0,46±0,08	0,43
	60	0	108±13	92±20	0,37±0,11	0,31
		210	121±20	107±19	0,42±0,07	0,37
Al– 4,0wt%Si– 2,5wt%Cu	Fundida		113±15	96±13	0,27±0,13	0,23
	45	0	115±18	79±8	0,54±0,03	0,35
		210	121±18	98±16	0,53±0,03	0,43
	60	0	116±17	94±22	0,54±0,11	0,44
		210	129±21	101±23	0,60±0,04	0,47
Al– 7,0wt%Si– 2,5wt%Cu	Fundida		206±45	103±12	0,39±0,08	0,19
	45	0	153±30	99±21	0,55±0,04	0,35
		210	203±48	108±22	0,61±0,03	0,32
	60	0	159±42	102±20	0,57±0,08	0,37
		210	213±60	120±23	0,61±0,04	0,34

A Tabela 4.7 apresenta os tamanhos médios de grãos para cada liga estudada em cada condição de ensaio proposto.

Nota-se, a partir da Tabela 4.7 que os tamanhos médios de grãos apresentaram tendência ao crescimento, desde a liga 2wt%Si até a liga 7wt%Si proporcional ao tempo do tratamento térmico, ou seja, para amostras submetidas ao tempo de tratamento térmico de 210s ocorreu o aumento do tamanho médio dos grão, comportamento por sua vez esperado, podendo ser explicado com o aumento de permanência da liga na temperatura de tratamento térmico determinado, confirmando as avaliações qualitativas expostas nos itens 4.3.1 e 4.3.2 no Capítulo 04 deste trabalho. Existe também uma tendência de aumento dos grãos desde a liga fundida até a liga tratada para 210s, o que demonstra claramente os efeitos de coalescência e *Ostwald ripening*, ambos dependentes do tempo de permanência da liga à temperatura de tratamento térmico, ou seja, comportamento esperado.

Para os resultados de RQI *Rheocast Quality Index* notou-se que nas ligas de 2,0wt%Si e 4,0wt%Si apresentaram resultados mais próximos de “1” respectivamente, portanto proporcionam grãos mais circulares, ou seja, formação esferoizadas, na sequência as ligas 3,0wt%Si e 7,0wt%Si lembrando que o valor de RQI é dado pelo quociente entre o tamanho da partícula primária, o tamanho do grão e fator de forma, ou seja, razão entre a metalografia colorida e a metalografia convencional do material, conforme a Equação 2.7 do item 2.3, Capítulo 02 deste trabalho, assim sendo, quanto mais próximo de “1” for o valor do índice, mais o tamanho de grão é igual ao tamanho de glóbulo, fato que implica em uma estrutura menos complexa e mais globular. Portanto somente através do estudo do fator de forma e RQI é possível determinar o comportamento reológico do material em diferentes tempos de tratamento térmico.

Devido aos altos valores dos desvios-padrão encontrados, achou-se por bem não empregar metodologias estatísticas como testes de hipótese para análises de média ou variância na análise dos resultados obtidos, uma vez que seus resultados não seriam fidedignos e não representariam acertadamente os fenômenos atuantes na prática. Vale ressaltar que os altos valores de desvios padrão encontrados são perfeitamente cabíveis neste cenário de ligas de fundição, onde se tem, de fato, grande heterogeneidade entre as partículas dos materiais.

4.4. Caracterização da viscosidade (ensaio de compressão a quente)

A caracterização da viscosidade em materiais no estado semissólido é essencial para o estudo de seu comportamento reológico quando estes são submetidos a tensões de compressão, base de todos os processos de tixoconformação. Spencer (1972), a partir de ensaios de viscosidade, demonstrou as vantagens de se trabalhar com o material neste estado. Visto a importância da caracterização do comportamento reológico de materiais no estado semissólido por meio de ensaios de viscosidade, foram realizados os ensaios de compressão a quente para cada caso. Vale ressaltar que a velocidade de compressão utilizada foi de 10mm/s, visando simular o comportamento mais próximo às situações práticas, uma vez que esses materiais são utilizados em sua maioria para operações de tixoforjamento e tixoinjeção.

A apresentação dos ensaios de compressão a quente compreendem as soluções gráficas das curvas, de tensão *versus* deformação e viscosidade aparente *versus* taxa de cisalhamento, de acordo com os resultados obtidos como saída para os ensaios de compressão a quente (força, tempo e deslocamento). Primeiramente serão apresentadas as curvas de tensão *versus* deformação, para cada caso, seguido das curvas de viscosidade aparente *versus* taxa de cisalhamento.

Cabe, entretanto, uma ressalva as ligas para as ligas 2wt%Si, 4wt%Si e 7wt%Si foram utilizados os resultados de Benati (2009). Sendo somente os resultados da liga 3wt%Si realizados neste trabalho.

4.4.1. Tensão

Os estudos das tensões médias e tensões máximas de trabalho das ligas são fundamentais, para o dimensionamento do ferramental utilizado para conformação do material. Neste tópico serão discutidos, os gráficos de deformação *versus* tensão resultantes dos ensaios de compressão a quente, para a liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu. As demais ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, foram utilizadas de forma análoga dos resultados de Benati (2009). Entretanto, para análise de resultado adotou-se as Equações 2.2 e 2.3 do item 2.3, Capítulo 02 em todas as condições e ligas.

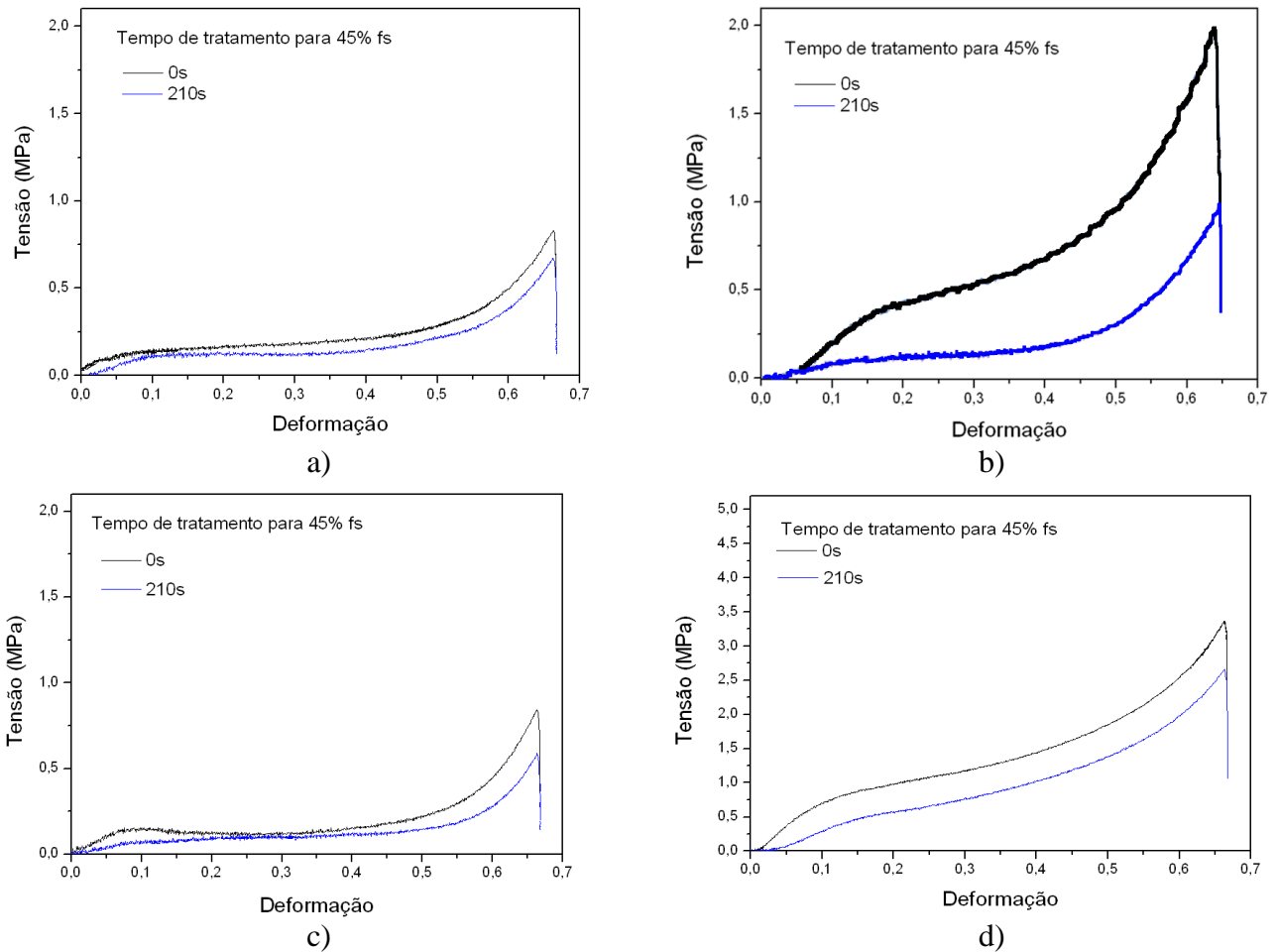


Figura 4.14: Curvas da deformação *versus* tensão das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s, 210s para 45 % de fração sólida: a) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, b) Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e d) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

A Figura 4.14 apresenta as curvas de deformação *versus* tensão das ligas 2wt%Si, 3wt%Si, 4wt%Si e 7wt%Si, tratadas termicamente nos tempos de tratamento de 0s e 210s, para fs45%.

Os picos finais presentes em todas as curvas, em média iniciam a deformação de cerca de 0,5, são explicados pelo modelo proposto por Kang, Choi e Kim (1999), para o qual, a certo ponto da compressão, após a fase líquida ser primeiramente expulsa para a área periférica do material, começa a haver contato entre as partículas sólidas da amostra, e a consequente deformação, causando assim grande aumento na tensão de escoamento das ligas

É possível notar que, para as curvas da Figura 4.14, os tempos de tratamento térmico em 0s em todas as ligas, apresentaram um comportamento esperado, ou seja, pico de tensão em 0s superior ao tempo de tratamento térmico em 210s, no qual o tempo é fator determinante para o desenvolvimento morfológico do material. Tal fato acontece devido aos fenômenos já descritos no

item 4.3.3 deste capítulo, onde maiores tempos de tratamento térmico implicaram em estruturas com maiores circularidades e em media maiores valores de RQI, o que se traduz em um melhor comportamento durante o escoamento nos testes de compressão a quente.

Sendo as ligas 2wt%Si, 4wt%Si e 7wt%Si os resultados de Benati (2009), utilizadas de forma análogas neste trabalho, é possível observar que todas as ligas apresentaram comportamento similar, no qual, a curva dos tempos de tratamento térmico em 0s apresentou valores maiores de tensão, apresentando um material com maior resistência a deformação. Entretanto por ser a liga 3wt%Si isenta de Magnésio em referência as demais, os valores quantitativos dos resultados de tensão, devem ser desconsiderados.

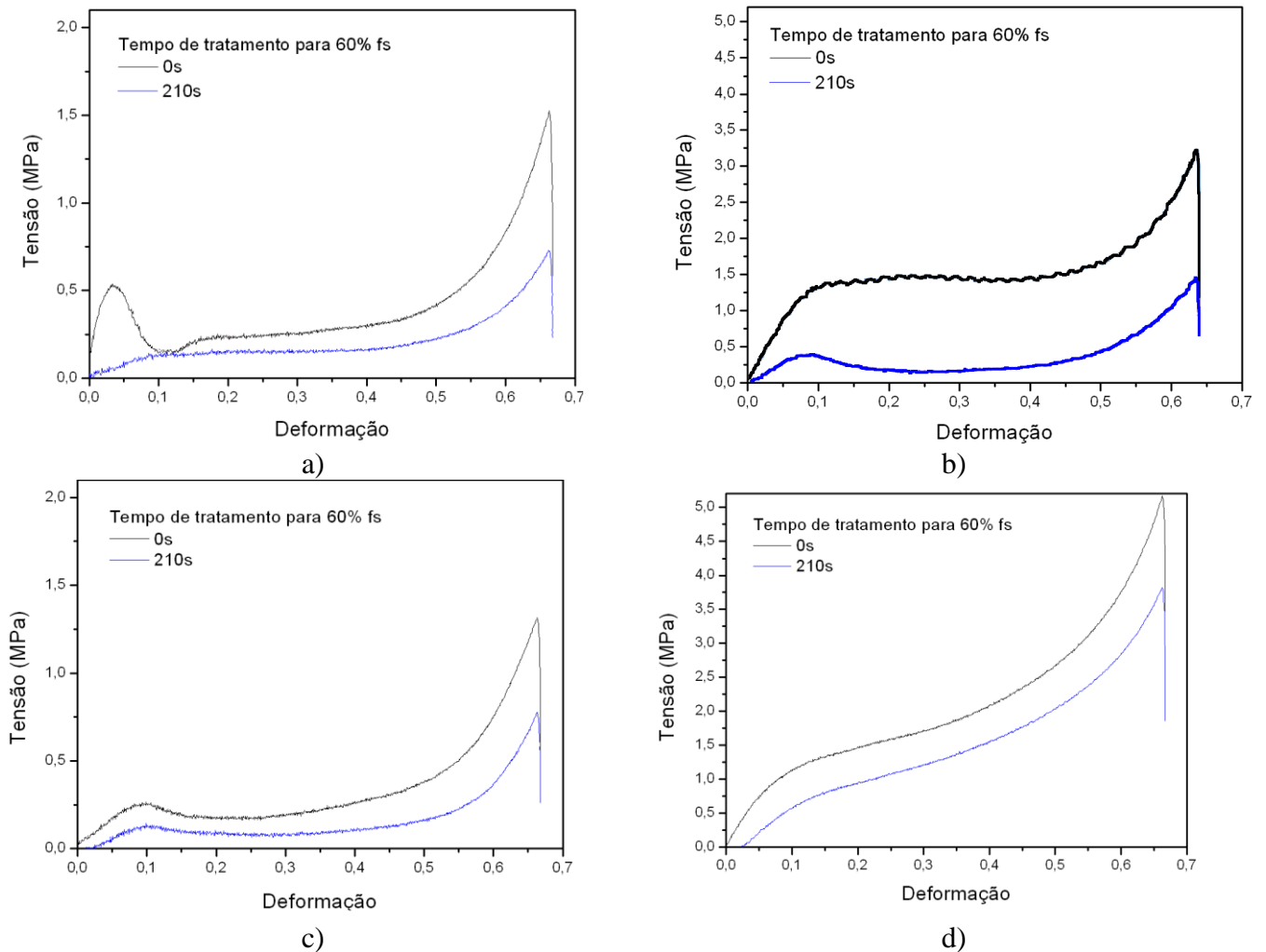


Figura 4.15: Curvas da deformação *versus* tensão das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s para 60 % de fração sólida: a) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, b) Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e d) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

As ligas 2wt%Si, 3wt%Si, 4wt%Si e 7wt%Si apresentam na Figura 4.15 as curvas de deformação *versus* tensão, tratadas termicamente nos tempos de tratamento em 0s e 210s, para fs60%.

Notou-se que, para a curva relativa à fração sólida de 60%, em média ocorreu antes da deformação de 0,1, ou seja, logo no início da compressão um pico de tensão. Trata-se de uma resistência inicial que o material apresenta, devido a uma rede tridimensional de partículas sólidas globulares que se constrói por todo o material, a partir da qual o semissólido suporta seu próprio peso e pode ser manuseado com um sólido (ATKINSON, 2005), sendo a viscosidade em regime permanente, depende do balanço entre a taxa de construção e a taxa de colapso da estrutura de aglomerados, da morfologia das partículas e da quantidade de líquido no semissólido, apresentada como tensão superficial do material estudado.

A condição de fs60% mostram também picos finais presentes em todas as curvas, iniciando para uma deformação de cerca de 0,5, são explicados pelo modelo proposto por Kang, Choi e Kim (1999), para o qual, a certo ponto da compressão, após a fase líquida ser primeiramente expulsa para a área periférica do material, começa a haver contato entre as partículas sólidas da amostra, e a consequente deformação destas, causando assim grande aumento na tensão de escoamento das ligas

Os tempos de tratamento térmico em 0s em todas as ligas, apresentaram comportamento esperado, ou seja, pico de tensão em 0s superior ao tempo de tratamento térmico em 210s, no qual o tempo é fator determinante para o desenvolvimento morfológico do material. Tal fato acontece devido aos fenômenos já descritos no item 4.3.3 Capítulo 04, onde maiores tempos de tratamento térmico implicaram em estruturas com maiores circularidades e maiores valores de RQI, o que se traduz em um melhor comportamento durante o escoamento nos testes de compressão a quente.

Sendo as ligas 2wt%Si, 4wt%Si e 7wt%Si os resultados de Benati (2009) e utilizadas de forma análogas neste trabalho, é possível observar que todas as ligas apresentaram comportamento similar no desenvolvimento das curvas, no qual, a curva do tempo de tratamento térmico em 0s apresentou valores maiores de tensão. Entretanto por ser a liga 3wt%Si isenta de Magnésio em referência as demais, os valores quantitativos dos resultados de tensão, devem ser desconsiderados.

4.4.2. Viscosidade aparente

A análise do comportamento viscoso deste trabalho, ocorre através das Equações 2.4 e 2.5 descritas no item 2.3 do Capítulo 02. As Figuras 4.16 e 4.17, apresentaram as curvas de taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente das ligas Al–2,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg, Al–3,0wt%Si–2,5wt%Cu, Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg e Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s, para as frações sólidas de 45% e 60%, respectivamente.

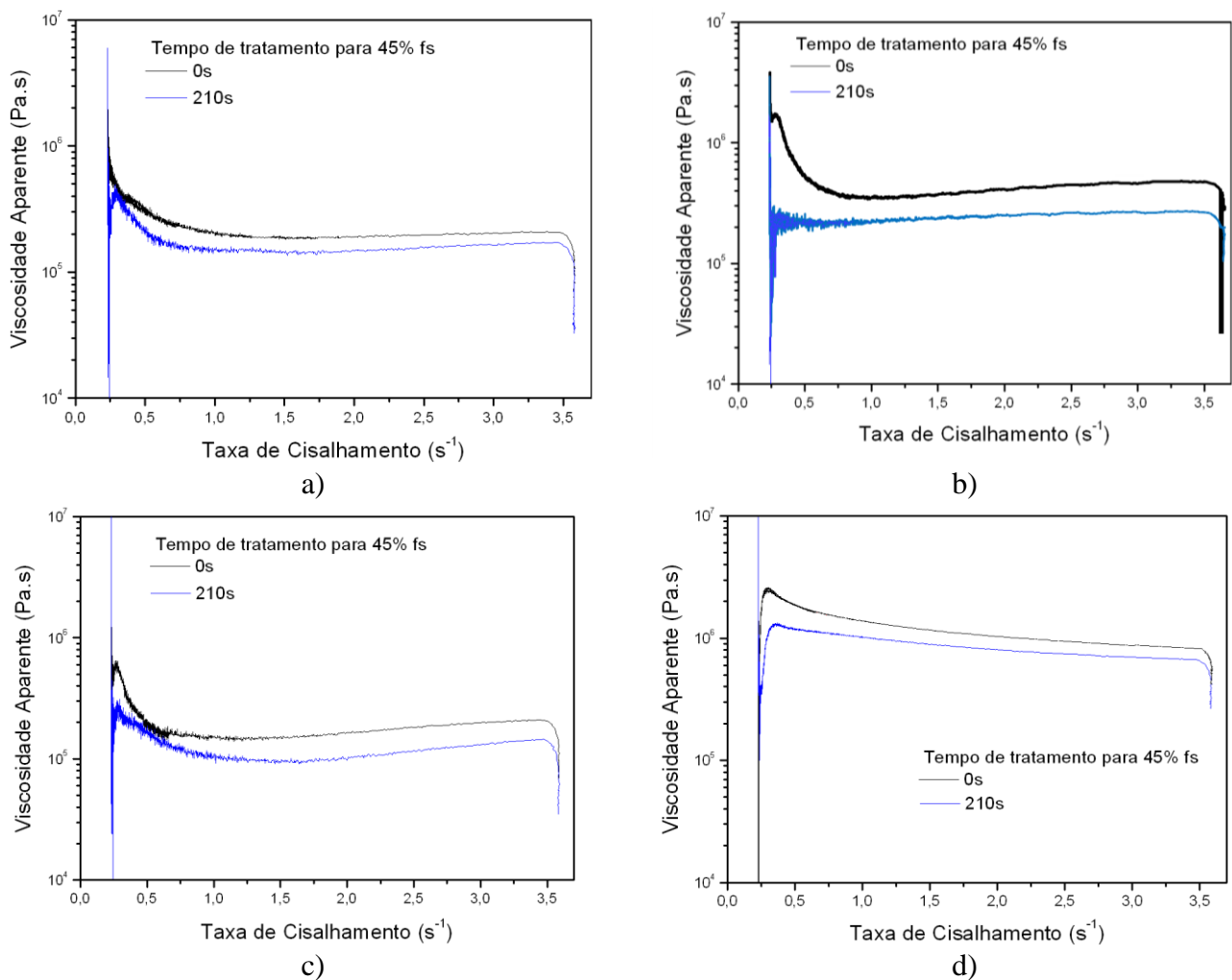


Figura 4.16: Curvas da taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s para 45 % de fração sólida: a) Al–2,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg, b) Al–3,0wt%Si–2,5wt%Cu, c) Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg e d) Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg.

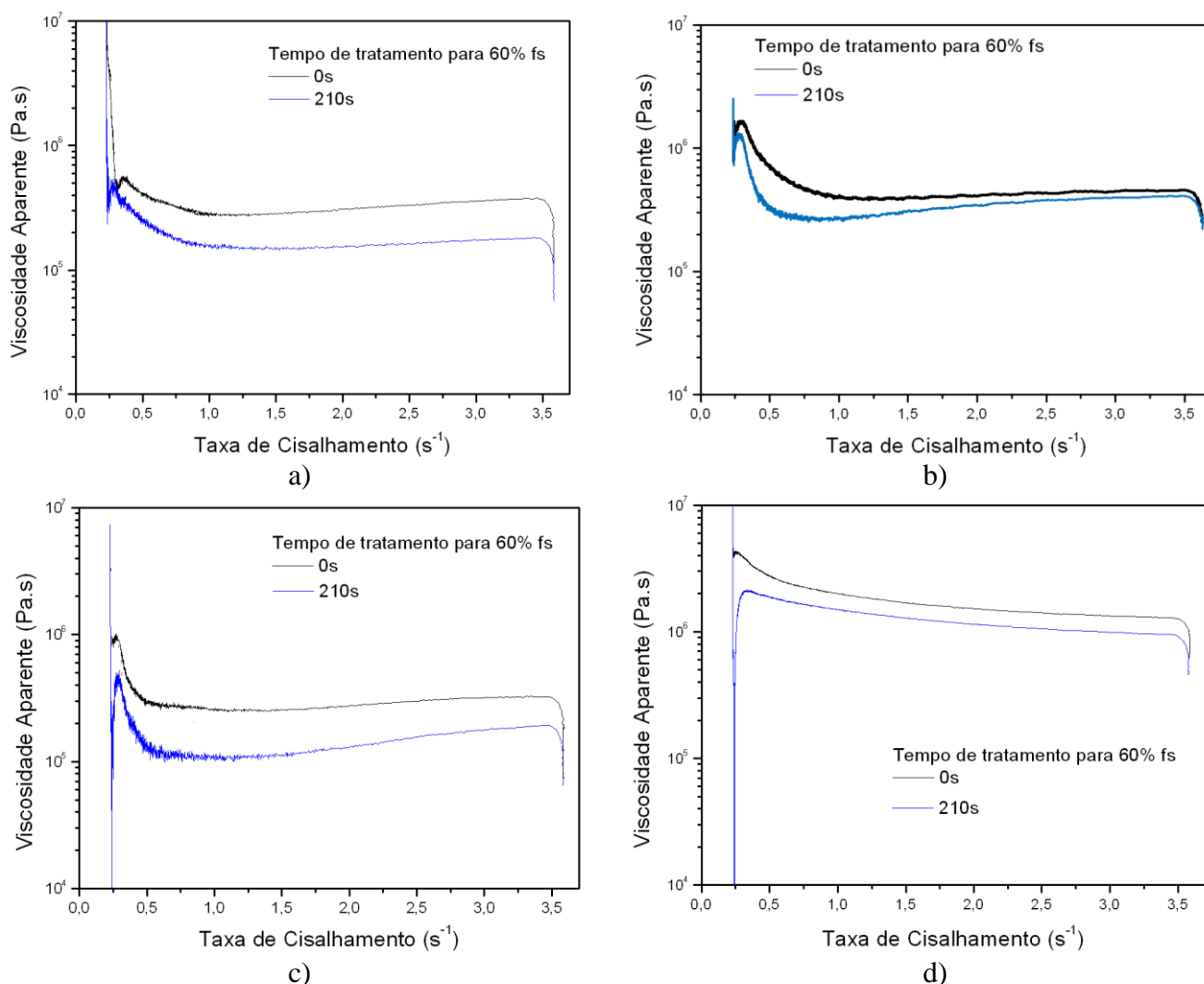


Figura 4.17: Curvas da taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s para 60 % de fração sólida: a) Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, b) Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, c) Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e d) Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg.

Nota-se que, as Figuras 4.16 e 4.17 apresentaram gráficos de comportamento similar as Figuras 4.14 e 4.15, no qual ocorre uma queda gradativa nos valores de viscosidade aparente para os maiores tempos de tratamento térmico. Entretanto se observou que para a condição de fs60% os picos iniciais das curvas, remetem à resistência do material devido ao esqueleto tridimensional de partículas sólidas, isto se deve da mesma maneira observada para as discussões sobre tensão, aos efeitos de coalescimento dos grãos devido aos longos tempos de permanência a altas temperaturas, o que cria grãos maiores e contribui para o aumento da viscosidade aparente das ligas durante os ensaios de compressão.

É interessante ressaltar que, os fluidos tixotrópicos são não-newtonianos, isto é, a tensão de cisalhamento não é proporcional à taxa de cisalhamento. A viscosidade é então renomeada para

viscosidade aparente, e passa a ser dependente da taxa de cisalhamento, pressão, temperatura e tempo, aponta Atkinson (2005).

Um caráter importante observado para todas as curvas de taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente é o patamar constante no qual a viscosidade aparente permanece quando do aumento da taxa de cisalhamento. Em tal patamar, ou seja, somente neste momento, o material comporta-se como um fluido newtoniano, portanto sua viscosidade permanece constante mesmo com a variação do cisalhamento – tal fenômeno já fora relatado por Zoqui (2001), quando observou que quanto maior o caráter globular do material semissólido ensaiado, menor será a queda da viscosidade aparente em função do aumento das taxas de cisalhamento. Vale destacar que, apesar do nítido patamar apresentado, as curvas relativas à liga Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg de Benati (2009), foram as únicas que apresentaram tendência de crescimento com o aumento das taxas de cisalhamento, devido novamente à sua estrutura dendrítica com baixíssimos valores de RQI em comparação as demais ligas.

É interessante frisar que, as ligas 2wt%Si, 4wt%Si e 7wt%Si os resultados de Benati (2009) foram abordadas neste trabalho de forma análogas, sendo possível observar que todas as ligas apresentaram comportamento similar no desenvolvimento das curvas. Entretanto por ser a liga 3wt%Si isenta de Magnésio, os valores quantitativos dos resultados da viscosidade aparente, devem ser desconsiderados.

4.5. Pré-ensaios de tixoforjamento

Um caráter importante observado para todas as condições de trabalho abordado, notou-se um bom preenchimento da matriz no ensaio de tixoconformação, ou seja, o corpo de prova deve possuir suas dimensões finais próximas à da matriz, principalmente em relação ao seu comprimento, Lourençato (2009), portanto o comprimento permaneceu fixo havendo apenas a variação do diâmetro dos corpos de prova, na Tabela 4.7 apresenta-se os valores da dimensão inicial para a confecção dos corpos de prova, obtendo assim o recalque completo na matriz.

Tabela 4.7: Dimensão inicial dos corpos de prova.

<i>Ensaio</i>	<i>Diâmetro (mm)</i>	<i>Comprimento (mm)</i>
01	28,5	145



Figura 4.18: Peça inicial obtida nos ensaios de tixoforjamento para comparação das medidas finais, amostra antes de ser tixoforjada e após o ensaio. (NALDI 2011).

Nesta etapa do trabalho, a amostra com o diâmetro de 28,5 mm apresentou o preenchimento total da peça (sem nenhuma falha) na matriz, ou seja, o volume utilizado de material foi suficiente para preencher total da matriz, ocorrendo à presença de sobre metal nas extremidades da amostra durante a conformação.

4.5.1. Tixoforjamento em prensa excêntrica

Um caráter importante observado ocorreu durante a execução dos ensaios de tixoforjamento, no qual, foram registrados os valores referentes à força máxima de fechamento, através do dispositivo de aquisição de dados, conforme pode ser visto na Figura 4.19. Tem se que a força máxima para a execução do tixoforjamento foi de aproximadamente 5,3kN, ou seja, de aproximadamente 540kgf. Sendo que a capacidade da prensa excêntrica segundo seu fabricante é de 25 toneladas. Pode-se dizer que a carga utilizada para a realização dos ensaios foi irrisória em comparação com a capacidade da prensa.

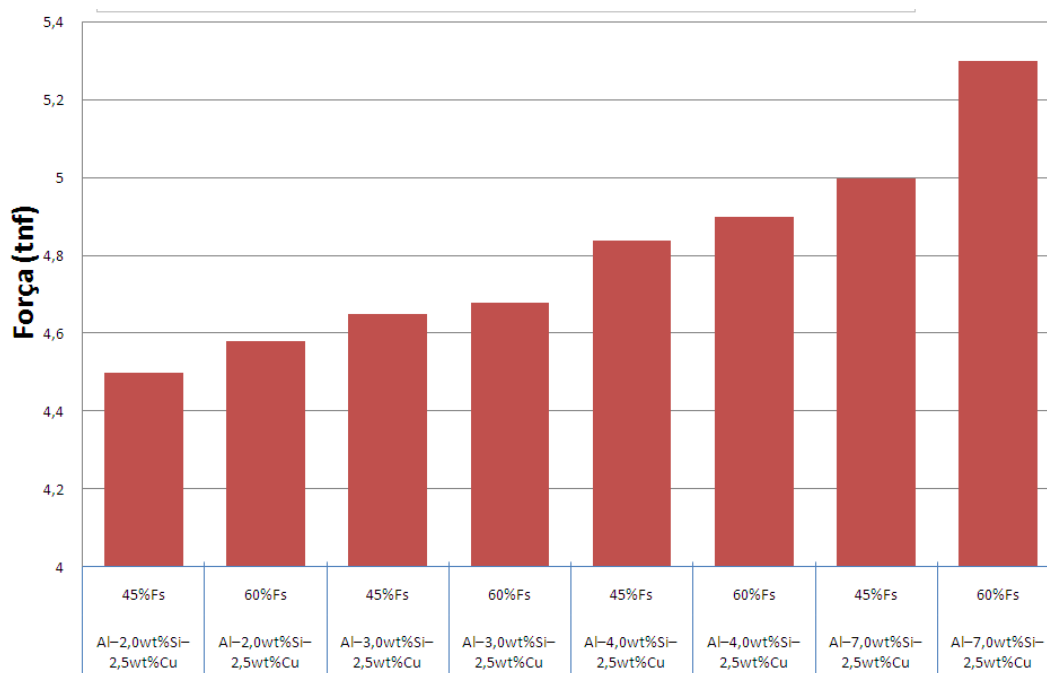


Figura 4.19: Média de força aplicada no fechamento da matriz.

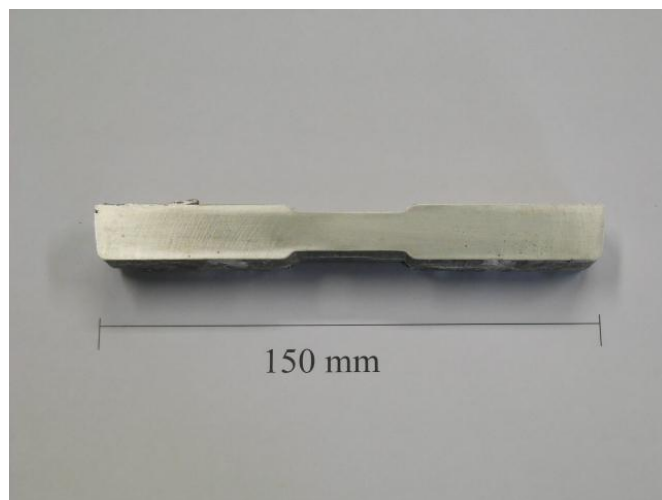
Referente ao gráfico da Figura 4.19 houve, de maneira geral, uma evolução nos valores em relação ao aumento teor de Silício e para maiores porcentagem de fração sólida no material, no qual, a liga de 7wt%Si em fs60% apresentou maior resistência à deformação de forma gradativa no gráfico, comportamento por sua vez esperado, podendo ser explicado em relação ao desenvolvimento morfológico do material, no qual, quanto maior a força aplicada para deformação durante o processo de conformação maior, sua viscosidade e quanto maior o caráter globular do material, menor a queda da viscosidade com o aumento da taxa de cisalhamento.

Segundo Zoqui (2001), para um metal que será processado no estado semissólido por tixoconformação, a determinação da viscosidade do material em função da taxa de cisalhamento, talvez seja a caracterização mais importante deste.

Por fim, confrontando as Figuras 4.20 a 4.23 das ligas 2wt%Si, 3wt%Si, 4wt%Si e 7wt%Si obtidas em fs45% e fs60% nos tempos de tratamento térmico em 0s a 210s se obteve as condições internas dos corpos de prova. Observando ainda o desenvolvimento da quantidade de póros dentro da amostra e os principais pontos que os mesmos se desenvolveram.



a)



b)



c)

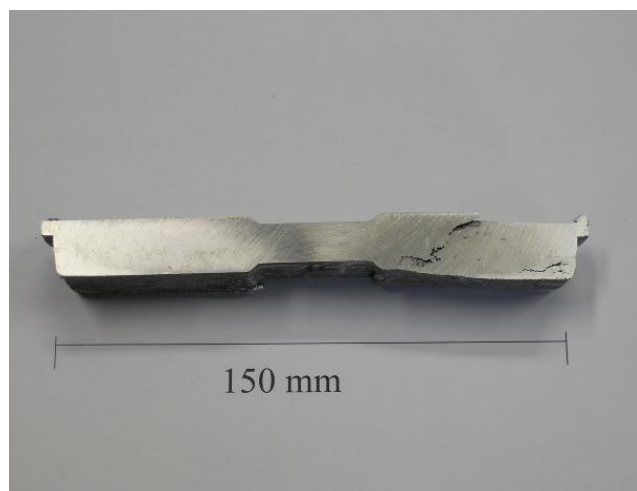


d)

Figura 4.20: Peças tixoforjadas das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s para 45% e 60% de fração sólida: a) 0s com fs45%, b) 210s com fs45%, c) 0s com fs60%, e d) 210s com fs60%.



a)



b)

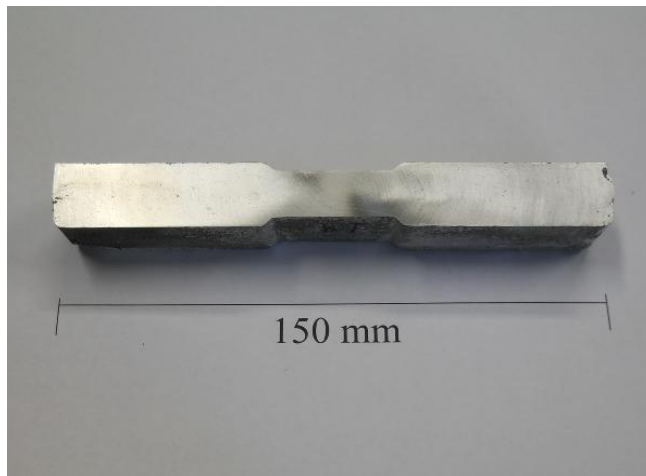


c)

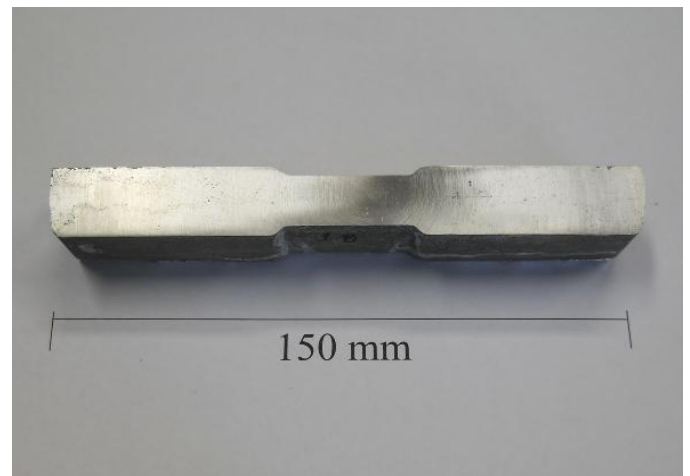


d)

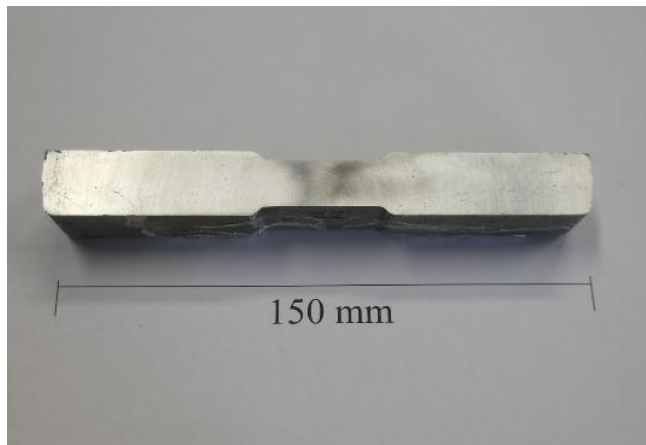
Figura 4.21: Peças tixoforjadas das ligas Al–3,0wt%Si–2,5wt%Cu, das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s para 45% e 60% de fração sólida: a) 0s com fs45%, b) 210s com fs45%, c) 0s com fs60%, e d) 210s com fs60%.



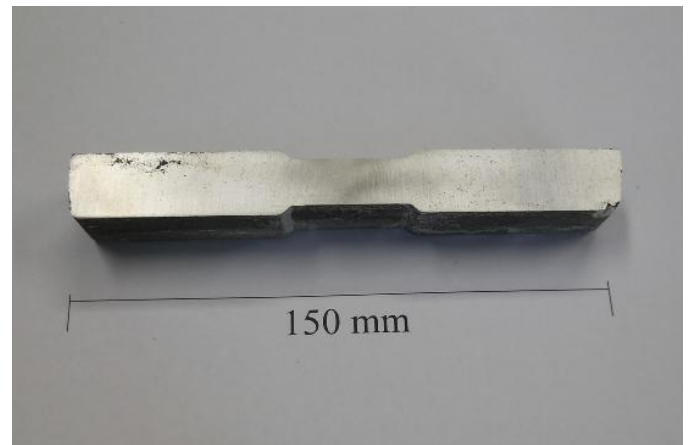
a)



b)



c)

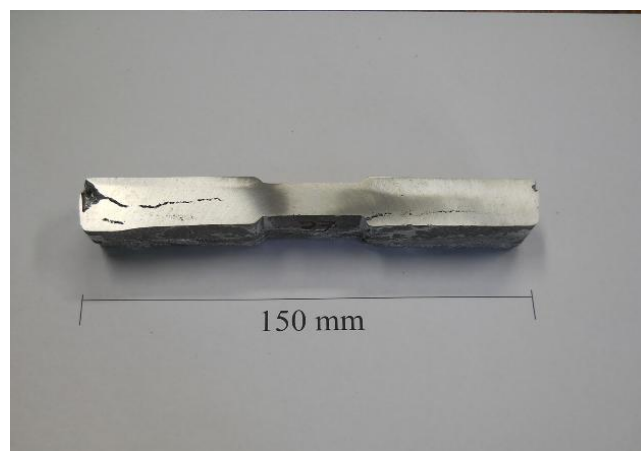


d)

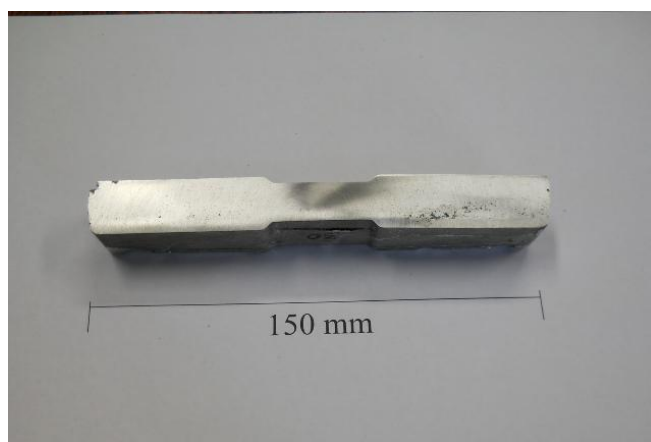
Figura 4.22: Peças tixoforjadas das ligas Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu, das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s para 45% e 60% de fração sólida: a) 0s com fs45%, b) 210s com fs45%, c) 0s com fs60%, e d) 210s com fs60%.



a)



b)



c)



d)

Figura 4.23: Peças tixoforjadas das ligas Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu, das ligas tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s para 45% e 60% de fração sólida: a) 0s com fs45%, b) 210s com fs45%, c) 0s com fs60%, e d) 210s com fs60%.

Confrontando as Figuras 4.20, 4.21, 4.22 e 4.23, nota-se que, existe uma ligeira concentração de póros na extremidade das amostras, principalmente nas ligas 2wt%Si e 7wt%Si, entretanto o centro do corpo de prova em todas as condições apresentadas, obtivesse perfeito recalque. Outro ponto importante a ser mencionado e que, para os ensaios de caracterização microestrutural e porosidade adotou-se o centro do corpo de prova como área de retirada das amostras, portanto, garantindo repetibilidade nos resultados.

É importante ressaltar que, a quantidade de poros na amostra é oriunda do processo de fundição, no qual não foi eliminada durante a tixoconformação por ser o processo isento de agitação.

Em estudos anteriormente realizados, Rovira (2001) relatou que a deformação de materiais em estado semissólido ocorre por intermédio de algumas etapas: Rearranjo por rolamento e escorregamento da fase sólida em suspensão no líquido, expulsão de líquido para frente do escoamento, deformação de glóbulos em contato por efeito de compressão e cisalhamento, compactação da fase sólida seguida de uma possível recristalização da fase sólida, estas observações permitem, para as condições estudadas, dividir em três etapas o processo de tixoforjamento: recalque, cisalhamento e compactação da fase sólida sendo:

- **Recalque:** Durante os estágios iniciais de deformação, as tensões de cisalhamento geradas pela força aplicada, produzem recalque na base do corpo de prova com o deslocamento dos glóbulos, sem que estes sofram qualquer deformação; a presença de líquido contornando os glóbulos/grãos reduz a resistência da deformação sendo que esta resistência ainda diminui com o aumento da temperatura, dada a maior quantidade de líquido presente.

Durante este estágio ocorre a separação sólido/líquido, com o líquido sendo rejeitado para frente do escoamento.

- **Cisalhamento:** Neste estágio, o material escoar preenchendo a matriz. O movimento dos glóbulos/grãos sob o efeito das tensões de cisalhamento gerados pela força aplicada no material acarreta na dilatação, localizada no volume do esqueleto dendrítico constituído pela fase sólida, seu rompimento ou desagregação. Esta desagregação gera gradientes de pressão, forçando o líquido escoar para o espaço intersticial. Na medida em que ocorre a conformação da peça, um maior número de contornos de grãos entra em contato entre si, como resultado da rejeição de líquido para frente do escoamento, o que, unido ao atrito gerado pelo escoamento do material. Aumentando a resistência mecânica na conformação. Neste momento, o material tentará escoar pelo caminho mais livre no molde.
- **Compactação:** Esta etapa é o último estágio do tixoforjamento; neste ocorre à compactação mais intensa da estrutura, o líquido guiado por gradientes de pressão é rejeitado para as extremidades da peça, permanecendo nesta região uma grande quantidade de líquido e ficando o centro da peça praticamente sem a presença de líquido. O material do centro da peça sofre alta deformação até os estágios finais da conformação, por efeito das forças compressivas que compactam o material, resultando nas estruturas deformadas observadas.

Por fim, vale ressaltar que, para análise da caracterização das estruturas conforme Figuras 4.20, 4.21, 4.22 e 4.23 e gráfico da média de força aplicada no fechamento da matriz na Figura

4.19, encontramos os melhores resultados apresentados para as amostras em 4wt%Si em todas as condições.

4.6. Comportamentos mecânico em tração

Após a obtenção das peças tixoforjadas, estas foram rebarbadas, cortadas em uma serra na metade de sua largura e usinadas no Laboratório de Usinagem do DEF/FEM/UNICAMP para a retirada dos corpos de prova de tração. A geometria e as dimensões adotadas para confecção dos corpos de prova de tração encontram-se na Figura 3.6. As especificações para execução dos ensaios de tração são descritas no item 3.6 do Capítulo 03.

A Tabela 4.8 apresenta um resumo das principais propriedades mecânicas obtidas através dos ensaios de tração, sendo elas, tensão limite de escoamento (σ_e), alongamento (ε) e limite de resistência à tração (LRT). Ao se analisar os valores na Tabela 4.8, nota-se que, as ligas apresentaram valores que podem ser estudados como o desenvolvimento do comportamento mecânico do material.

Tabela 4.8: Valores do tratamento térmico do material (TT) da tensão limite de escoamento (σ_e), alongamento (E) e limite de resistência à tração (LRT) da liga para cada condição de ensaio proposto.

Liga	Fs	TT (s)	σ_e (MPa)	E %	LRT (MPa)
Al-2,0wt%Si- 2,5wt%Cu	Fundida		135	0,68	155
	45%	0	114	3,06	193
		210	122	1,75	170
	60%	0	76	0,13	81
		210	122	2,52	170
Al-3,0wt%Si- 2,5wt%Cu	Fundida		137	0,76	161
	45%	0	142	0,82	153
		210	116	2,65	161
	60%	0	138	1,77	155
		210	139	1,60	167
Al-4,0wt%Si- 2,5wt%Cu	Fundida		147	0,7	167
	45%	0	140	1,05	169
		210	134	0,90	176
	60%	0	134	0,89	160
		210	137	1,07	162
Al-7,0wt%Si- 2,5wt%Cu	Fundida		145	0,66	163
	45%	0	141	2,01	196
		210	133	0,77	151
	60%	0	158	1,03	192
		210	103	0,19	117

Nos valores referentes à tensão limite de escoamento e limite de resistência a tração, obtidos conforme Tabela 4.8, percebe-se que, para todos os casos, em média houve o aumento em seu valor dos critérios mencionados com a elevação da porcentagem de Silício. Entretanto, para o valor do alongamento em média, ocorre uma queda representativa com a elevação da porcentagem de Silício, sendo um comportamento esperado, que pode ser explicado através das características de comportamento dendrítico no material.

É interessante ressaltar que, em um material globular, apenas o contorno de glóbulos, age como barreira à movimentação de discordâncias, mas no caso da estrutura dendrítica a existência deste espaçamento secundário, age como barreira à movimentação, melhorando a resistência em termos de maior tensão de escoamento e maior limite de resistência à tração. Também nota-se que, em geral, maiores tempos de globularização, para ligas e fs45%, causaram em média uma pequena queda no valor do limite de escoamento, sendo um comportamento esperado no processo.

Vale mencionar que todas as ligas, em média, apresentaram melhor desempenho nos valores de alongamento em comparação com o material apenas fundido e solidificado, indicando assim que ocorreu uma melhoria nas propriedades mecânicas do material e na evolução morfológica para estas ligas, com o aumento do tempo no tratamento térmico no material. Assim sendo, logo se conclui que maiores tempos de globularização, são melhores para a obtenção de maiores valores de alongamento do material.

É possível observar que, para todos os resultados observados a liga de 4wt%Si apresentou melhor resultado nos valores tensão limite de escoamento e limite de resistência a tração com características de um material homogêneo.

A maior queda apresentada no valor do limite de escoamento, constatada com a elevação do tempo de tratamento, foi de aproximadamente 65% para a interação estabelecida entre a liga 7wt%Si com 60%fs. Assim sendo, conclui-se que, menores tempos de globularização são melhores para a obtenção de maiores valores no limite de escoamento do material, para material de comportamento dendrítico.

Por fim, notou-se que, as ligas com 2wt%Si e 7wt%Si apresentaram em média uma queda no desempenho dos valores de limite a resistência à tração, com o aumento do tempo do tratamento térmico, entretanto as ligas 3wt%Si e 4wt%Si estas apresentaram em média melhor desempenho nos valores de limite a resistência à tração, com o aumento do tempo do tratamento térmico.

4.7. Ensaio de Porosidade

Através de ensaios anteriores verificou-se a presença de póros nas amostras proveniente da fundição, sendo assim, foi necessária a aplicação pelo método de Arquimedes da verificação do grau de póros presentes nas amostras, utilizando o ensaio de porosidade em todas as ligas estudadas neste trabalho, ou seja, as ligas 2wt%Si, 3wt%Si, 4wt%Si e 7wt%Si, em todas as condições de tempos do tratamento térmico, nas fs45% e fs60%, e no material apenas fundido e solidificado.

Para garantir repetitividade nos resultados, utilizou-se sempre a mesma região para análise na amostra, ou seja, para o ensaio de porosidade as amostras coletadas foram sempre na região central do corpo de prova, no qual, apresentou melhores características estruturais, recalque e maior homogeneidade no material, conforme mencionada anteriormente.

É interessante ressaltar que, a geometria e as dimensões adotadas para confecção dos corpos de prova de porosidade encontram-se na Figura 3.7. As especificações para execução dos ensaios de porosidade são descritas no item 3.7 do Capítulo 03.

Tabela 4.9: Medidas das massas por metodologia de Arquimedes.

Liga	Fs(%)	TT (seg)	Porosidade por Archimedes
Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu	Fundida		5,42
	45	0	4,83
		210	4,89
	60	0	5,15
		210	3,47
Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu	Fundida		5,87
	45	0	5,69
		210	5,67
	60	0	5,71
		210	4,78
Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu	Fundida		6,83
	45	0	3,89
		210	3,19
	60	0	4,93
		210	3,92
Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu	Fundida		7,80
	45	0	9,41
		210	7,24
	60	0	7,92
		210	7,09

Ao se analisar, primeiramente os valores referentes ao ensaio de porosidade, percebe-se que, os resultados apresentaram-se melhores de forma gradativa para as ligas 4wt%Si, 2wt%Si, 3wt%Si, e 7wt%Si. Através dos valores de densidade real e densidade real calculada de cada amostra se calculou a porosidade, conforme Equações 2.8 e 2.9. Em comparação ao material apenas fundido e solidificado, nota-se que, em todas as condições e tempos de tratamento térmico nas fs45% e fs60% ocorreu à diminuição da porosidade, portanto no processo de tixotixação, no qual, não foi utilizada agitação, além das melhorias nas propriedades mecânicas do material, apresentou uma ligeira diminuição dos póros. Outro fator também importante mencionar é referente ao tempo de tratamento térmico, em média as amostras apresentaram menor porosidade com o aumento de tratamento.

Referente ao trabalho Torres (2012), a porosidade apresentou melhores resultados, devido às ligas aqui estudadas, terem sido submetidas ao uso de refinador de grãos em sua fabricação, por esse motivo as mesmas apresentaram menor porosidade.

Por fim, observou-se que, o melhor resultado no qual o material em todas as condições de tempos de tratamento térmico e nas fs54% e fs60% ocorreu para a liga de 4wt%Si, apresentou menor quantidade de póros características de um material mais homogêneo.

5. CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para a finalização desta pesquisa serão apresentadas as conclusões de forma concisa, na ordem sequenciada dos ensaios realizados e resultados obtidos, já mencionados neste estudo.

Em relação à produção das ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu, todas as composições químicas propostas, foram atendidas dentro de faixas estreitas de tolerância, a se considerar processos de fundição. A principal dificuldade encontrada foi controlar o teor de Cu determinado no balanceamento de massa.

Quanto à avaliação das temperaturas de trabalho, partiu-se de dois conjuntos iniciais de informações, DSC e *software* Thermo-Calc®. O critério de escolha das temperaturas obedeceu à limitação de sensibilidade da máquina universal de ensaios MTS, modelo 810, empregada nos ensaios de compressão a quente, de forma que todas as combinações de temperaturas encontradas foram verificadas, foram escolhidas para representarem às temperaturas relativas a $f_s=45\%$ e $f_s=60\%$ das ligas. De maneira geral, somente as temperaturas que garantiram o comportamento esperado durante a execução dos ensaios de tixoforjamento, ou seja, as ligas 2wt%Si, 3wt%Si e 4wt%Si adotaram as temperaturas conforme a simulação do *software* Thermo-Calc® e para a liga de 7wt%Si foi adotada a temperatura conforme ensaio de DSC.

Quanto à caracterização estrutural via metalografia convencional e colorida das ligas propostas, a grande dificuldade residiu na obtenção do ataque metalográfico convencional, por apresentarem um percentual baixo de fase secundária, ou seja, diminuição na fase eutética, nas ligas 2wt%Si e 3wt%Si, notou-se que, ocorreu uma dificuldade em determinar o tamanho do glóbulo com maior acurácia em comparação as ligas de 4wt%Si e 7wt%Si. Entretanto, percebe-se que houve os fenômenos de coalescência e o mecanismo de *Ostwald ripening* em todas as ligas e condições estudadas, dependendo do tempo de permanência das ligas às altas temperaturas de tratamento térmico, e as elevadas concentrações de silício, obtendo assim, a evolução morfológica no material em comparação ao material fundido e solidificado. A liga refinadora Al-5,0wt%Ti-1,0wt%B adicionada na etapa do processo de fundição, apresentou um comportamento eficiente, tendo a função de auxiliar o efeito de refinador no material, ou seja, apresentar maior quantidade de núcleos nas microestruturas estudadas. Entretanto, na liga com 7wt%Si, ocorreu a formação

morfologia tipicamente dendrítica, principalmente na fase secundária, com altos teores de soluto presente. Os altos teores de silício são também responsáveis pelo crescimento de grãos observado nas ligas com 2,0wt%Si até as ligas com 7,0wt%Si; em contrapartida, as ligas com alto teor de Silício apresentam alta resistência ao desgaste e abrasão, portanto podem ser utilizadas para condições específicas. Observando os resultados da análise metalográfica do material, ou seja, a evolução morfológica das ligas estudadas e resultados dos cálculos via RQI, notou-se que, os melhores resultados foram para a liga de 2%wtSi e sequencialmente as ligas 4%wtSi, 3%wtSi e 7%wtSi.

Nos testes de compressão, no qual, foram utilizados os gráficos de deformação *versus* tensão e das curvas de taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente, para as ligas Al–2,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg, Al–3,0wt%Si–2,5wt%Cu, Al–4,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg e Al–7,0wt%Si–2,5wt%Cu–0,5wt%Mg nas condições tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s, para as frações sólidas de 45% e 60%. Nota-se que, nos gráficos deformação *versus* tensão nas fs45% e fs60% em todas as condições de tempos de tratamento térmico adotados, ocorre de forma exponencial a deformação a partir de cerca de 0,5, são explicados pelo modelo proposto por Kang, Choi e Kim (1999). A certo ponto da compressão, após a fase líquida ser primeiramente expulsa para a área periférica do material, começa a haver contato entre as partículas sólidas da amostra, e a consequente deformação, causando assim grande aumento na tensão de escoamento das ligas. Percebe-se que, para os tempos de tratamento térmico em 0s em todas as ligas, apresentaram um comportamento esperado, ou seja, pico de tensão em 0s superior ao tempo de tratamento térmico em 210s, no qual o tempo é fator determinante para o desenvolvimento morfológico do material. Tal fato ocorre devido aos fenômenos, onde maiores tempos de tratamento térmico implicaram em estruturas com maiores circularidades e em média maiores valores de RQI, o que se traduz em um melhor comportamento durante o escoamento nos testes de compressão a quente.

Para os gráficos das curvas de taxa cisalhamento *versus* viscosidade aparente, observou-se que, para a condição de fs60% os picos iniciais das curvas, remetem à resistência do material devido ao esqueleto tridimensional de partículas sólidas, isto se deve da mesma maneira observada para as discussões sobre tensão, aos efeitos de coalescimento dos grãos devido aos longos tempos de permanência a altas temperaturas, o que cria grãos maiores e contribui para o aumento da viscosidade aparente das ligas durante os ensaios de compressão. De antemão é interessante ressaltar que as ligas tixotrópicas tem comportamento não-newtoniano, entretanto, todas as curvas de taxa de cisalhamento *versus* viscosidade aparente, apresentam um patamar constante no qual a

viscosidade aparente permanece quando do aumento da taxa de cisalhamento. Em tal patamar, ou seja, somente neste momento, o material comporta-se como um fluido newtoniano, portanto sua viscosidade permanece constante mesmo com a variação do cisalhamento. Vale destacar que, apesar do nítido patamar apresentado, as curvas relativas à liga Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg de Benati (2009), foram as únicas que apresentaram tendência de crescimento com o aumento das taxas de cisalhamento, devido novamente à sua estrutura dendrítica com baixíssimos valores de RQI em comparação as demais ligas.

Cabe, entretanto, uma ressalva, para os resultados dos testes de compressão, para as ligas Al-2,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg, Al-4,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg e Al-7,0wt%Si-2,5wt%Cu-0,5wt%Mg tratadas termicamente nos tempos em 0s e 210s, para as frações sólidas de 45% e 60%, respectivamente foram utilizados os resultados de Benati (2009) de forma análogas neste trabalho, é possível observar que todas as ligas apresentaram comportamento similar no desenvolvimento das curvas, no qual, a curva dos tempos de tratamento térmico em 0s apresentou valores maiores de tensão. Entretanto por ser a liga Al-3,0wt%Si-2,5wt%Cu isenta de Magnésio em referência as demais, os valores quantitativos dos resultados de tensão, devem ser desconsiderados.

Houve, de maneira geral, para o pré-ensaio de tixoforjamento, uma evolução de força aplicada, conforme o aumento do teor de Silício e porcentagem de fração sólida. Para análise da caracterização das estruturas conforme, Figuras 4.20, 4.21, 4.22 e 4, os melhores resultados apresentados foram as amostras em 4wt%Si em todas as condições, sendo importante mencionar que no fechamento da matriz ocorre a presença de sobre metal.

Nos ensaios de tração, foram obtidos os valores de tensão limite de escoamento, limite de resistência a tração e alongamento, em média com a elevação da porcentagem de Silício percebe-se um aumento das propriedades mecânicas do material, entretanto houve uma queda nos valores de alongamento, em relação ao material fundido e solidificado. Notou-se que, as ligas com 2wt%Si e 7wt%Si apresentaram em média uma queda no desempenho dos valores de limite de resistência à tração, com o aumento do tempo do tratamento térmico, entretanto as ligas 3wt%Si e 4wt%Si apresentaram em média melhor desempenho nos valores de limite de resistência à tração, com o aumento do tempo do tratamento térmico. Na preparação das amostras para o ensaio de tração, percebeu-se que, as ligas 2wt%Si e 7wt%Si apresentaram maior concentração de porosidade oriundo do processo de fabricação, ou seja, da etapa de fundição das amostras.

O ensaio de porosidade via metodologia de Arquimedes apresentou, em comparação ao material apenas fundido e solidificado, uma ligeira diminuição da porosidade em todas as ligas e

condições fs45% e fs60% e tempos de tratamento térmico em 0s e 210s, portanto no processo de tixotixação, além das melhorias nas propriedades mecânicas do material, houve a diminuição da porosidade do material, observando-se que para maiores tempos de tratamento térmico o resultado foi mais efetivo.

Referente ao trabalho Torres (2012), as ligas aqui estudadas apresentaram melhores resultados para o ensaio de porosidade, devido às mesmas terem sido submetidas ao uso de refinador de grãos em sua fabricação, por esse motivo apresentaram menor porosidade.

Nota-se que, o melhor resultado em todas as condições de tempos de tratamento térmico, sendo fs54% e fs60% para a liga de 4wt%Si, apresentou melhor resultado com menor quantidade de poros, características de um material mais homogêneo.

Por fim, como sugestão para trabalhos futuros, no momento da fundição dos lingotes, utilizar o processo de degaseificação durante a etapa de fundição do material, para o processo de fabricação dos lingotes a aplicação do processo de agitação magnética, visando diminuir a porosidade do material. Propõe-se também, analisar após processo de fabricação do material, a fundição dos lingotes, o ensaio de porosidade do material, utilizando além da metodologia de Arquimedes outros métodos de ensaio, para comparação dos resultados. Outro ponto importante para estudos futuros seria estudar o comportamento de ligas com teores de 5,0wt%Si em suas evoluções.

6. REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICAS

- ABAL. Associação Brasileira do Alumínio. Disponível em <www.abal.org.br>. Acesso em: 07 outubro 2010.
- ATKINSON, H.V. *Modelling the Semisolid Processing of Metallic Alloys*. Progress in Materials Science, v.50, p.341-412, 2005.
- FASOYINU, F.A.; SAHOO, M.; DAVIES, R.G. *Grain Refinement of Aluminium Alloy 356.0 with Scandium, Zirconium and a Combination of Titanium and Boron*. Proceedings of the International Symposium on Light Metals, Ottawa, Canada, p.241-270, 2000.
- CHIARMETTA, G.; BARDI, F.; EVANGELISTA, E. *Thixoforming of Light-weight Alloys: Industrial and Research Activity in Italy*. Proceedings of the International Symposium on Light Metals, Ottawa, Canada, p.481-494, 2000b.
- CAYLESS, R.B.C. *Alloy and Temper Designation Systems for Aluminum and Aluminum Alloys*. In: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, v.2, ASM Handbook, ASM International, 1992. p.39-117.
- CHIARMETTA, G. *Why Thixo?* Proceedings of the 6th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, p.15-21, 2000a.
- DAVIES, I.G.; DENNIS, J.M.; HELLAWELL, A. *The Nucleation of Aluminium Grains in Alloys of Aluminium with Titanium and Boron*. Metallurgical Transactions, v.1, p.275-280, 1970.
- FERRANTE, M.; FREITAS, E. *Rheology and Microstructural Development of an Al-4wt%Cu Alloy in the Semi-solid State*. Journal of Materials Science and Engineering A, v.A271, p.172-180, 1999.
- FERRANTE, M.; KLIAUGA, A.M. *Liquid Formation and Microstructural Evolution During Reheating and Partial Melting of an Extruded A356 Aluminium Alloy*. Acta Materialia, v.53, p.345-356, 2005.
- FIGUEREDO, A. *Science and Technology of Semi-solid Metal Processing*. Worcester, MA: North American Die Casting Association, 2001.
- FLEMINGS, M.C. *Behavior of Metal Alloys in the Semi-solid State*. Metallurgical Transactions A, v.22A, p.957-981, 1991.
- FLEMINGS, M.C.; RIEK, R.G.; YOUNG, K.P. *Rheocasting Processes*. AFS International Cast Metals Journal, v.1, p.11-22, 1976.

- GARCIA, A. *Solidificação: Fundamentos e Aplicações*. Campinas, SP: Editora da UNICAMP, 2001. 399p.
- JONES, G.P.; PEARSON, J. *Factors Affecting the Grain-refinement of Aluminium Using Titanium and Boron Additives*. Metallurgical Transactions B, v.7B, p.223-234, 1976.
- KAPRANOS, P.; WARD, P.J.; ATKINSON, H.V.; KIRKWOOD, D.H. *Near Net Shaping by Semi-solid Metal Processing*. Materials and Design, v.21, p.387-394, 2000.
- KEARNEY, A. *Properties of Cast Aluminum Alloys*. In: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, v.2, ASM Handbook, ASM International, 1992. p. 569-666.
- KEARNEY, A.; ROOY, E.L. *Aluminum Foundry Products*. In: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, v.2, ASM Handbook, ASM International, 1992. p. 484-568.
- LAXMANAN, V.; FLEMINGS, M.C. *Deformation of Semi-solid Sn-15pct Pb Alloy*. Metallurgical Transactions A, v.11A, p.1927-1937, 1980.
- LECOMTE-BECKERS, J.; RASSILI, A.; CARTON, M.; ROBELET, M. *Characterization of Thermophysical Properties of Semi-solid Steels for Thixoforming*. Proceedings of the 8th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Limassol, Cyprus, 2004.
- LIU, D.; ATKINSON, H.V.; JONES, H. *Thermodynamic Prediction of Thixoformability in Alloys Based on the Al-Si-Cu and Al-Si-Cu-Mg Systems*. Acta Materialia, v.53, p.3807-3819, 2005.
- MACIEL CAMACHO, A.; ATKINSON, H.V.; KAPRANOS, P.; ARGENT, B.B. *Thermodynamic Predictions of Wrought Alloy Compositions Amenable to Semi-solid Processing*. Acta Materialia, v.51, p.2319-2330, 2003.
- PAES, M. *Obtenção e Caracterização de Novas Ligas Al-Si-Mg para Tixoconformação*. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2004, 154p. Tese (Doutorado).
- PAHLEVANI, F.; SALARFAR, S.; NILI-AHMADABADI, M. *Dendritic-globular Structure Transition of Ductile Iron in Semi-solid Casting Using Cooling Slope Plate*. Proceedings of the 8th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Limassol, Cyprus, 2004.
- ROBERT, M.H. *Proposição de um Novo Processo para a Obtenção de Pastas Metálicas Reofundidas*. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1989, 217p. Tese (Livre Docência).

- SANTOS, R.G. *Transformações de Fases em Materiais Metálicos*. Campinas, SP: Editora da UNICAMP, 2006. 429p.
- SHIBATA, R. *SSM Activities in Japan*. Proceedings of the 5th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Denver, USA, p.LI-LVI, 1998.
- SPENCER, D.B.; MEHRABIAN, R.; FLEMINGS, M.C. *Rheological Behavior of Sn-15t%Pb in the Crystallization Range*. Metallurgical Transactions, v.3, p.1925-1932, 1972.
- TORRES, L.W. *Avaliação da Tixoconformabilidade das ligas AA7075 e AA7004*. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2009, 102p. Tese (Mestrado).
- ZOQUI, E.J. *Obtenção e Caracterização Mecânico-metalúrgica da Liga Al-4,5wt%Cu no Estado Reofundido*. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 1995, 245p. Tese (Doutorado).
- ZOQUI, E.J.; GRACCIOLLI, J.I.; LOURENÇATO, L.A. *Thixo-formability of the AA6063 Alloy: Conventional Production Processes Versus Electromagnetic Stirring*. Journal of Materials Processing Technology, v.198, p.155-191, 2008.
- ZOQUI, E.J.; LOURENÇATO, L.A.; BENATI, D.M. *Thixoforming of Aluminium-silicon Alloys in a Mechanical Eccentric Press*. Solid State Phenomena, v.141-143, p.517-522, 2008.
- ZOQUI, E.J.; *Obtenção e Caracterização de Ligas Al-Si Reofundidas*. Campinas, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas, 2001, 192p. Tese (Livre Docência).
- ZOQUI, E.J.; PAES, M. *Semi-solid Behavior of New Al-Si-Mg Alloys for Thixoforming*. Materials Science and Engineering A, v.406, p.63-73, 2005.
- ZOQUI, E.J.; PAES, M. *SSM Aluminium Alloys Produced by Electromagnetic Stirring: The Brazilian Way*. Proceedings of the 6th International Conference on Semi-solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italy, p.693-699, 2000.
- M. C. Flemings, R. G. Riek, and K. P. Young, *Materials Science and Engineering*, Vol. 25, (1976), pp. 103-107.
- G. Hirt, L. Khizhnyakova, R. Baajou, F. Knauf, and R. Koop, "Semi-solid Forming of Aluminium and Steel", in "Thixoforming", edited by G. Hirt, and R. Kopp, Weinheim, Wiley-VCHR, (2009), pp. 18-21.
- S. Udvardy, "Processing Economics", in "Science and Technology of Semisolid Metal Processing", edited by A. Figueiredo, Worcester, North American Die Casting Association, (2001), pp. 6/1-6/10.
- M. Paes, E. J. Zoqui. *Materials Science and Engineering A406* (1-2), (2005), pp. 63-73.

- K. Young-Dong, L., Zin-Hyoung. *Materials Science and Engineering A* 360 (2003), pp. 372-376.
- S. Nafisi, R., *Journal of Materials Science* 41, (2006), pp. 7954-7963.
- B. Zhang, J. Cui, G. Lu. *Materials Science and Engineering A* 355 (2003), pp. 325-330.
- E. J. Zoqui, J.I. Graccioli and L.A. Lourençato. *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 198, (2008), pp. 155-161
- E. J. Zoqui, L. A. Lourençato and D. M. Benati, *Diffusion and Defect Data Pt.B: Solid State Phenomena*, V.141-143, (2008), pp. 517-522.
- V. Laxmanan and M.C. Flemings, *Metallurgical Transactions A*, (1980), pp. 1927-1937.
- D. Liu, H. V. Atkinson and H. Jones, *Acta Materialia*, V. 53, (2005), pp.3807-3819.
- M. H. Robert, E. J. Zoqui, F. Tanabe and T. Motegi, *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, Vol. 20, Issues 1-2, (2007), pp. 19-26.